

**PCT**WELTORGANISATION FÜR GEISTIGES EIGENTUM  
Internationales BüroINTERNATIONALE ANMELDUNG VERÖFFENTLICH NACH DEM VERTRAG ÜBER DIE  
INTERNATIONALE ZUSAMMENARBEIT AUF DEM GEBIET DES PATENTWESENS (PCT)

(51) Internationale Patentklassifikation 7 :  C22C 21/00	A2	(11) Internationale Veröffentlichungsnummer: <b>WO 00/06787</b>  (43) Internationales Veröffentlichungsdatum: 10. Februar 2000 (10.02.00)
--	----	---

(21) Internationales Aktenzeichen: PCT/AT99/00187  (22) Internationales Anmeldedatum: 27. Juli 1999 (27.07.99)  (30) Prioritätsdaten: A 1302/98 29. Juli 1998 (29.07.98) AT  (71) Anmelder ( <i>für alle Bestimmungsstaaten ausser US</i> ): MIBA GLEITLAGER AKTIENGESELLSCHAFT [AT/AT]; Hauptstrasse 3, A-4663 Laakirchen (AT).  (72) Erfinder; und (75) Erfinder/Anmelder ( <i>nur für US</i> ): MERGEN, Robert [LU/AT]; Fr.-Fritsch-Strasse 10, A-4600 Wels (AT). MANNER, Markus [AT/AT]; Schmiedestrasse 1, A-3362 Mauer (AT).  (74) Anwalt: SECKLEHNER, Günter; Pyhrnstrasse 1, A-8940 Liezen (AT).	(81) Bestimmungsstaaten: AE, AL, AM, AT, AT (Gebrauchsmuster), AU, AZ, BA, BB, BG, BR, BY, CA, CH, CN, CU, CZ, CZ (Gebrauchsmuster), DE, DE (Gebrauchsmuster), DK, DK (Gebrauchsmuster), EE, EE (Gebrauchsmuster), ES, FI, FI (Gebrauchsmuster), GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KP, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, MD, MG, MK, MN, MW, MX, NO, NZ, PL, PT, RO, RU, SD, SE, SG, SI, SK, SK (Gebrauchsmuster), SL, TJ, TM, TR, TT, UA, UG, US, UZ, VN, YU, ZA, ZW, ARIPO Patent (GH, GM, KE, LS, MW, SD, SL, SZ, UG, ZW), eurasisches Patent (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), europäisches Patent (AT, BE, CH, CY, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE), OAPI Patent (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
	<b>Veröffentlicht</b> <i>Ohne internationalen Recherchenbericht und erneut zu veröffentlichen nach Erhalt des Berichts.</i>

(54) Title: ALUMINIUM ALLOY, NOTABLY FOR A LAYER

(54) Bezeichnung: ALUMINIUMLEGIERUNG, INSBSONDERE FÜR EINE SCHICHT

## (57) Abstract

The invention relates to an aluminium alloy, notably for a layer, for example for a plain bearing, which in addition to aluminium containing melting-related contaminants also contains softeners such as Sn, Pb, Bi, Sb or such like. As admixtures the alloy contains no more than 10 % by weight, preferably 4 % by weight and notably between 0.015 % by weight and 3.25 % by weight, in relation to 100 % by weight alloy, of at least one element of a group consisting of Sc, Y, Hf, Nb, Ta, La, the lanthanoids and the actinoids. The rest consists of aluminium containing melt-related contaminants.

## (57) Zusammenfassung

Die Erfindung betrifft eine Aluminiumlegierung, insbesondere für eine Schicht, beispielsweise für ein Gleitlager, die neben Aluminium mit erschmelzungsbedingten Verunreinigungen auch Weichphasenbildner, z.B. Sn, Pb, Bi, Sb oder dgl. enthält. Die Legierung weist einen Gehalt an Beimengungen von zumindest einem Element aus einer Sc, Y, Hf, Nb, Ta, La, die Lanthanoide und die Actinoide umfassenden Elementgruppe vom maximal 10 Gew.-%, vorzugsweise 4 Gew.-%, insbesondere zwischen 0,015 Gew.-% und 3,25 Gew.-%, bezogen auf 100 Gew.-% Legierung, auf und den Rest bildet Aluminium mit erschmelzungsbedingten Verunreinigungen.



**LEDIGLICH ZUR INFORMATION**

Codes zur Identifizierung von PCT-Vertragsstaaten auf den Kopfbögen der Schriften, die internationale Anmeldungen gemäss dem PCT veröffentlichen.

AL	Albanien	ES	Spanien	LS	Lesotho	SI	Slowenien
AM	Armenien	FI	Finnland	LT	Litauen	SK	Slowakei
AT	Österreich	FR	Frankreich	LU	Luxemburg	SN	Senegal
AU	Australien	GA	Gabun	LV	Lettland	SZ	Swasiland
AZ	Aserbaidschan	GB	Vereinigtes Königreich	MC	Monaco	TD	Tschad
BA	Bosnien-Herzegowina	GE	Georgien	MD	Republik Moldau	TG	Togo
BB	Barbados	GH	Ghana	MG	Madagaskar	TJ	Tadschikistan
BE	Belgien	GN	Guinea	MK	Die ehemalige jugoslawische Republik Mazedonien	TM	Turkmenistan
BF	Burkina Faso	GR	Griechenland	ML	Mali	TR	Türkei
BG	Bulgarien	HU	Ungarn	MN	Mongolei	TT	Trinidad und Tobago
BJ	Benin	IE	Irland	MR	Mauretanien	UA	Ukraine
BR	Brasilien	IL	Israel	MW	Malawi	UG	Uganda
BY	Belarus	IS	Island	MX	Mexiko	US	Vereinigte Staaten von Amerika
CA	Kanada	IT	Italien	NE	Niger	UZ	Usbekistan
CF	Zentralafrikanische Republik	JP	Japan	NL	Niederlande	VN	Vietnam
CG	Kongo	KE	Kenia	NO	Norwegen	YU	Jugoslawien
CH	Schweiz	KG	Kirgisistan	NZ	Neuseeland	ZW	Zimbabwe
CI	Côte d'Ivoire	KP	Demokratische Volksrepublik Korea	PL	Polen		
CM	Kamerun	KR	Republik Korea	PT	Portugal		
CN	China	KZ	Kasachstan	RO	Rumänien		
CU	Kuba	LC	St. Lucia	RU	Russische Föderation		
CZ	Tschechische Republik	LI	Liechtenstein	SD	Sudan		
DE	Deutschland	LK	Sri Lanka	SE	Schweden		
DK	Dänemark	LR	Liberia	SG	Singapur		
EE	Estland						

Aluminiumlegierung, insbesondere für eine Schicht

Die Erfindung bezieht sich auf eine Aluminiumlegierung gemäß dem Oberbegriff des Anspruches 1 sowie auf einen daraus gebildeten Verbundwerkstoff gemäß Anspruch 5 12 und ein Verfahren zur Herstellung von Verbundwerkstoffen aus zumindest einer Aluminiumlegierung, wie es im Oberbegriff des Anspruches 24 beschrieben ist.

Um die Nachteile siliciumhältiger Aluminium-Zinnlegierungen bei Verwendung in Gleitlagern hinsichtlich einer geringeren Ermüdungsfestigkeit aufgrund der Kerbwirkung der Siliciumpartikel einerseits und der spanabhebenden Wirkung der Siliciumpartikel im Bereich der Gleitfläche andererseits zu vermeiden, wird häufig auf das Zulegieren von Silicium verzichtet. Um die mechanischen Eigenschaften auch von siliciumfreien Aluminiumlegierungen mit einem hohen Zinngehalt von 35 Gew.-% bis 10 65 Gew.-% zu verbessern, wurde bereits vorgeschlagen (DE 42 31 862 A1), unter anderem einerseits Blei und Wismut in einer Menge von insgesamt 0,5 Gew.-% bis 1,0 15 Gew.-% und andererseits wenigstens eines der Elemente Mangan, Nickel, Silber, Magnesium, Antimon und Zink in einer Gesamtmenge von höchstens 5 Gew.-% zuzulegieren. Wegen des hohen Zinngehaltes bildet sich beim Erstarren der Legierung aus der Schmelze ein zusammenhängendes Zinn-Netz aus, das die strukturelle Festigkeit 20 des Gleitlagerwerkstoffes sowie die Umformbarkeit erheblich beeinträchtigt, was im Hinblick auf die übliche Plattierung dieser gegossenen Legierungen mit Stahl und den damit zusammenhängenden Umformschritten von Bedeutung ist. Außerdem nimmt mit steigendem Zinngehalt die Netzstruktur des Zinns in der Aluminiummatrix zunehmenden Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften des Gleitlagerwerkstoffes.

25 Aluminiumlegierungen mit hohem Zinngehalt sind auch aus anderen Schriften bekannt. So ist beispielsweise aus der DE 40 04 703 A1 ein Schichtwerkstoff für Gleitlagerelemente mit Antifriktionsschicht auf Aluminiumbasis bekannt. Dieser enthält neben den üblichen zulässigen Verunreinigungen Zusätze von 1 Gew.-% bis 3 Gew.-% Nickel, 0,5 Gew.-% bis 2,5 Gew.-% Mangan und 0,02 Gew.-% bis 1,5 Gew.-% Kupfer. 30 Der Zinngehalt ist mit 0,5 Gew.-% bis 20 Gew.-% vorgesehen. Mit dieser Zusammensetzung wird erreicht, daß in einer Matrix aus AlNiMnCu-Mischkristallen neben eingesetzten Hartteilchen eine Zinnphase in Form von dispergierten Zinnteilchen vorhanden ist. Durch diesen Zinnzusatz sollen ein weitestgehend störungsfreier Lauf am Gleitlagerelement auch bei höherer Geschwindigkeit, eine verminderte Reibung und verbesserte Notlaufeigenschaften erreicht werden. In dieser Schrift wird aber auch erwähnt, daß der Zinnzusatz nötigenfalls durch einen Bleizusatz im Bereich zwischen 35

1 Gew.-% und 10 Gew.-% zu ersetzen ist, woraus geschlossen werden kann, daß eine derart ausgebildete Aluminiumlegierung mit dem darin enthaltenen hohen Zinngehalt aufgrund der mangelhaften Verteilung der Zinnphase nur bedingt in Gleitlagern für Hochleistungsmotoren eingesetzt werden kann.

5

Ein Mehrschichtgleitlager, das eine Aluminium-Zinn-Lagerlegierungsschicht mit einem Zinngehalt von 7 Gew.-% bis 20 Gew.-% umfaßt, ist aus der DE 43 32 433 A1 bekannt. Darin wird allerdings festgestellt, daß, wenn der Zinngehalt 20 Gew.-% übersteigt, die mechanischen Eigenschaften der Lagerlegierung verschlechtert werden und 10 eine solche Lagerlegierung unter harten Bedingungen, wie beispielsweise im Fall eines Hochleistungsmotors, nicht verwendet werden kann. Aus diesem Grund ist auch vorgesehen, Silicium mit einem Mengenanteil von bis zu 4 Gew.-% zuzulegieren.

10

Aus der DE 30 00 773 A1 ist eine Lagerlegierung auf Aluminium-Zinn-Basis mit 15 7 Gew.-% bis 35 Gew.-% Zinn bekannt. Durch Zulegieren weiterer Elemente soll die Dauerfestigkeit verbessert werden, indem das Absinken der Härte bei hohen Temperaturen verringert und indem insbesondere die Vergrößerung der Zinnteilchen vermieden wird. Außerdem soll die Verschleißfestigkeit der Lagerlegierung erhöht werden, um 20 die Haltbarkeit gegenüber einer zu lagernden Welle zu verbessern. Nachteilig ist dabei, daß, um diese Eigenschaften zu erhalten, der Aluminiumlegierung ein hoher Anteil von 0,1 Gew.-% bis 1 Gew.-% Chrom zulegiert werden muß, um die Verteilung des Zinns aufrechtzuerhalten.

20

Aus der US 4,471,032 A ist eine Lagerlegierung auf der Basis von Aluminium bekannt, der zwischen 1,5 Gew.-% und 35 Gew.-% Zinn zugesetzt sind. Daneben enthält 25 diese Legierung zwischen 1 Gew.-% und 11 Gew.-% zumindest eines Elementes aus der Gruppe Mangan, Eisen, Molybdän, Nickel, Zirkon, Kobalt, Titan, Antimon, Niob und Chrom, sodaß auch hier wiederum intermetallische Hartteilchen gebildet werden, die die Dauerlaufeigenschaften eines daraus gebildeten Gleitlagers unter erschwerten 30 Bedingungen verbessern sollen. Der Mengenanteil dieser Hartphasen in der Matrix erschwert jedoch den Einsatz in Hochleistungsmotoren, da der gewünschte schmierende Effekt des Zinns verringert werden kann.

30

Die WO 97/22725 A beschreibt eine Aluminiumlegierung, welche gleichzeitig einen 35 hohen Zinngehalt und eine hohe Festigkeit aufweist. Letztere wird unter anderem durch die Bildung von intermetallischen Phasen, welche die Aluminiummatrix verfestigen, erreicht. Die Zusammensetzung ist dabei so gewählt, daß sich die Form der harten

intermetallischen Ausscheidungen nicht negativ auf die Matrixfestigkeit auswirkt. Außerdem trägt das besondere Benetzungsverhalten dieser Ausscheidungen mit dem Zinn zur Verbesserung der Strukturfestigkeit - wegen der minimalen Störung der Matrixstruktur durch das Zinnnetz - bei. Ein Merkmal dieser Lösung, die Verwendung 5 sehr wenig in Aluminium löslicher Bildner intermetallischer Phasen, bringt jedoch den Nachteil mit sich, daß hier die möglichen Aushärtungseffekte nicht ausgenutzt werden bzw. daß der erzielbare Aushärtungseffekt nur in ziemlich breiten Margen reproduzierbar ist.

10 Der Erfindung liegt somit die Aufgabe zugrunde, eine Aluminiumlegierung bereitzustellen, deren strukturelle Festigkeit und mechanischen Eigenschaften auch bei höheren Zinngehalten verbessert sind.

Diese Aufgabe wird durch die Merkmale im Kennzeichenteil des Anspruches 1 gelöst. 15 Vorteilhaft ist dabei, daß damit eine Al-Legierung zur Verfügung gestellt werden kann, die kein ausgeprägtes Aushärtungsverhalten zeigt, wobei dieser Werkstoff andererseits aber durch die feindisperse Verteilung von  $A_3M$ -Phasen eine hohe Duktilität aufweist, und daß trotz des Abbaus von Verfestigungen aus dem Herstellungsprozeß durch Wärmebehandlungen hohe mechanische Festigkeitswerte beibehalten werden 20 können. Dadurch kann ein Produkt hergestellt werden, das gute thermische, statische und dynamische Festigkeiten aufweisen kann. Vorteilhaft ist dabei auch, daß diese Al-Legierung, bzw. der dafür verwendete Werkstoff, eine hohe Rekristallisationstemperatur aufweisen kann, sodaß in der Folge Wärmebehandlungen bzw. Verformungsprozesse bei erhöhten Temperaturen stattfinden können, ohne daß damit ein unerwünschter Härteabfall verbunden ist und somit z.B. Gleitlager auch höheren Temperaturen, wie sie beispielsweise in neuartigen Lagerelementen mit sich schnell drehenden Wellen vorherrschen, standhalten. Vorteilhaft ist weiters, daß durch die Möglichkeit 25 der vielfältigen Kombination von Einzelementen, die im Kennzeichenteil des Anspruches 1 angegeben sind, Werkstoffkennwerte in bestimmten Grenzen frei einstellbar sind und daß damit auch die bei der Herstellung der Al-Legierung anfallenden Kosten entsprechend gesteuert werden können. Andererseits ist es damit aber auch möglich, das beispielsweise durch das Zulegieren von radioaktiven Elementen bzw. Isotopen wie beispielsweise  $U_{235}$  gleichzeitig eine Möglichkeit geschaffen werden 30 kann, für Testzwecke Tracer zuzulegieren, um das Verhalten des Werkstoffes auf diversen Prüfmaschinen besser nachverfolgen zu können.

35

In den Ansprüchen 2 bis 7 sind weitere vorteilhafte Ausführungsvarianten der erfin-

dungsgemäßen Al-Legierung angegeben. Mit Hilfe dieser Elemente, bzw. durch die Vielzahl der Kombinationsmöglichkeiten ist es möglich, insbesondere bei Verwendung der Al-Legierung als Laufschicht für ein Gleitlager, diese entsprechend den jeweiligen Erfordernissen auf einfache Weise anzupassen, insbesondere auf die Eigenschaften der von dem Gleitlager weiters umfaßten Schichten. Die Effekte, die durch das Zulegieren der in den Ansprüchen angegebenen Elemente erreichbar sind, können im Detail der Beschreibung entnommen werden.

Von Vorteil ist weiters eine Ausgestaltung nach Anspruch 8, wonach es möglich ist, eine Al-Legierung für Schichten, insbesondere Gleitlager, bereitzustellen, die neben der erforderlichen Härte auch einen großen Anteil an in der Al-Matrix dispergierten Weichphasenbildnern, wie z.B. Sn, Pb, Bi, Sb, oder dgl. aufweist. Durch die Elemente der Gruppe Pb, Bi, Sb, kann die Grenzflächenspannung des Zinns so beeinflußt werden, daß sich bei der Erstarrung der Al-Matrix das Zinn nicht an den Korngrenzen der Matrix als zusammenhängendes Netz niederschlagen kann. Die Unterbrechung der Netzstruktur der Weichphasen, insbesondere der Zinnphase, führt zu einer Veränderung der Gefügestruktur und bringt eine entsprechende Steigerung der Strukturfestigkeit der Al-Legierung und eine verbesserte Umformbarkeit mit sich.

20 Vorteilhaft sind auch Ausgestaltungen nach den Ansprüchen 9 bis 11, wonach eine Al-Legierung mit hohem volumetrischem Anteil an Weichphasen zur Verfügung steht, die den Einsatz in Motoren mit sich schnell drehenden Wellen erlaubt, ohne daß vorzeitige Ermüdungserscheinungen zu beobachten sind.

25 Die Aufgabe der Erfindung wird aber auch durch einen Verbundwerkstoff gemäß Anspruch 12 gelöst. Vorteilhaft ist dabei, daß es durch die Anordnung der Al-Legierung möglich ist, Verbundwerkstoffe aus Schichten unterschiedlicher Zusammensetzung, beispielsweise für Gleitlager, so herzustellen, daß deren Standzeit aufgrund der verbesserten mechanischen Eigenschaften, bzw. der Qualität des Verbundwerkstoffes, 30 verlängert werden kann. Es sind damit in der Folge die benötigten Wartungsintervalle verlängerbar, sodaß in der Folge für den Fall der Ausführung des Verbundwerkstoffes als Gleitlager die damit abgestützten Wellen über einen langen Zeitraum betrieben werden können, ohne daß eine Beschädigung der Oberfläche dieser Wellen aufgrund von unbeabsichtigten Reibungsschlüssen zu befürchten ist.

35 In den Ansprüchen 13 bis 23 sind vorteilhafte Ausführungsvarianten des erfindungsgemäßen Verbundwerkstoffes angegeben, und können die einzelnen Vorteile der

Beschreibung entnommen werden.

Die Aufgabe der Erfindung wird aber auch durch ein Verfahren zur Herstellung eines Verbundwerkstoffes gemäß Anspruch 24 gelöst. Es ist damit möglich, den Verbundwerkstoff so auszuführen, daß dieser einerseits eine Oberfläche aufweist, die zur Lagerung von sich schnell drehenden Wellen geeignet ist, und andererseits eine Schicht aufweist, mit deren Hilfe die auf den Verbundwerkstoff übertragenen Kräfte abgetragen werden können.

10 Durch die Ausführungsvariante des Verfahrens gemäß Anspruch 25 ist es auf vorteilhafte Weise möglich, die Qualität des Verbundes zu verbessern, da die Eigenschaften der Aluminiumbasis mehreren Schichten innewohnend ist.

15 Vorteilhaft ist weiters ein Verfahren nach Anspruch 26, wonach es nach jedem oder mehreren Massivverformungsschritt(en) möglich ist, unerwünscht aufgebaute Spannungen abzubauen.

20 Von Vorteil ist weiters ein Verfahren gemäß Anspruch 27, da es damit möglich ist, den Verbundwerkstoff mit einer Vielzahl an möglichen Verfahren herzustellen und in der Folge das jeweilige am besten geeignete Verfahren auf den gewünschten Verbundwerkstoff abgestellt werden kann.

25 Schließlich ist auch ein Verfahren gemäß Anspruch 28 von Vorteil, mit dessen Hilfe es möglich ist, die Anzahl der einzelnen Verfahrensschritte beim Plattierverfahren und somit die Herstellungskosten bzw. den Zeitaufwand für die Herstellung gezielt zu steuern.

30 Zum besseren Verständnis wird die Erfindung anhand der nachfolgenden Darstellungen näher erläutert.

30

Es zeigen:

Fig. 1 ein erfindungsgemäßes Gleitlager mit Zweischichtaufbau und als Halbschale ausgebildet;

35

Fig. 2 ein schematisches Schliffbild einer erfindungsgemäßen Al-Legierung;

Fig. 3 eine Ausführungsvariante eines erfindungsgemäßen Gleitlagers mit dreischichtigem Aufbau;

5 Fig. 4 ein Schaubild für das Lagerstandsverhalten von Gleitlagern mit auf eine Stahllage aufplattierten Lauf- und Zwischenschichten aus unterschiedlichen Aluminiumlegierungen bei sich über die Laufzeit ändernder Lagerbelastung;

10 Fig. 5 ein Schaubild, welches den Härteverlauf in den einzelnen Schichten eines Gleitlagers über die Betriebszeit zeigt;

Fig. 6 ein Schaubild entsprechend der Fig. 5 für ein Gleitlager mit erfindungsgemäß ausgebildeten Schichten.

15 Einführend sei festgehalten, daß in den unterschiedlich beschriebenen Ausführungsformen gleiche Teile mit gleichen Bezugszeichen bzw. gleichen Bauteilbezeichnungen versehen werden, wobei die in der gesamten Beschreibung enthaltenen Offenbarungen sinngemäß auf gleiche Teile mit gleichen Bezugszeichen bzw. gleichen Bauteilbezeichnungen übertragen werden können. Weiters können auch Einzelmerkmale aus den 20 gezeigten unterschiedlichen Ausführungsbeispielen für sich eigenständige, erfindungsgemäße Lösungen darstellen.

25 In Fig. 1 ist ein Lagerelement 1 z.B. eines Gleitlagers 2 dargestellt, dessen Laufschicht 3 aus einer erfindungsgemäßen Aluminiumlegierung 4 gebildet ist. Die Laufschicht 3 ist dabei auf einer Oberfläche 5 von einer Stützschicht 6 abgedeckt, welche üblicherweise aus einem metallischen Werkstoff, wie beispielsweise Stahl, gebildet wird und zumindest einen Teil, der auf die Laufschicht 3 von einer Welle übertragenen Kräfte, aufnehmen soll.

30 Wie aus Fig. 1 zu ersehen ist, ist das Lagerelement 1 als Halbschale ausgebildet. Selbstverständlich können aber auch Varianten mit Vollschalen aus der erfindungsgemäßen Legierung auf Aluminiumbasis gebildet werden, wie dies in Fig. 1 mit strichlierten Linien dargestellt ist.

35 Derartige Lagerelemente 1 dienen üblicherweise zur Abstützung von rotationsbeweglichen Teilen, z.B. Wellen für Maschinen, Motoren, etc. Da diese Wellen normalerweise mit hohen Umdrehungszahlen betrieben werden - mit Ausnahme der Anlauf-

und der Abstellphase - ist es erforderlich, das Festreiben von Lager und Welle zu verhindern. Dazu ist es beispielsweise möglich, neben der Ausbildung der Laufschicht 3 als Aluminiumlegierung mit hohem Weichphasenanteil, z.B. Sn, Bi, Pb, Sb, oder dgl., in der Laufschicht 3 eine Nut 7 vorzusehen, die der Aufnahme und Zuführung eines geeigneten Schmierstoffes, beispielsweise Öl, dient. Diese Nut 7 kann entweder als flächige Kerbe mit in Richtung einer Stirnfläche 8 sich erweiternden Seitenwänden 9 ausgeführt sein, oder aber auch als umlaufende Nut angebracht werden, wie dies in Fig. 1 mit Hilfe der strichpunktuierten Linien dargestellt ist. Selbstverständlich bestehen auch andere Möglichkeiten zur Zuführung von Schmierstoffen, wie z.B. durchgehende Bohrungen.

Möglich ist auch, daß zumindest eine der der Oberfläche 5 gegenüberliegenden Kanten der Laufschicht 3 gebrochen ist, wodurch z.B. ein seitlicher Austrag von unerwünschten Feststoffpartikeln möglich ist.

Die Laufschicht 3 kann mit der Stützschicht 6 bewegungsfest durch z.B. Aufplattierung, Auswalzung, Verschweißung, Verklebung, Klammerung, etc. verbunden sein, um eine gesicherte Lastabtragung zu gewährleisten. Bei der Auswahl der Verbindungs methode sind natürlich die hohen Belastungen, u.a. durch erhöhte Temperaturen, zu beachten.

Die Nut 7 kann auch dazu dienen, Feststoffpartikel, welche z.B. aus dem Abrieb der Laufschicht 3 stammen, aufzunehmen und gegebenenfalls mit dem Schmiermittel auszutragen. Dadurch wird die Laufschicht 3, welche unter anderem aufgrund ihrer Duktilität auch dazu dienen kann, Fremdpartikel einzubetten, entlastet, sodaß die Standzeit der Laufschicht 3 und insgesamt somit des Gleitlagers 2 verlängert werden kann.

Die Aluminiumlegierung 4, insbesondere die Laufschicht 3 kann einen Gehalt an Scandiumbeimengungen (Sc) von max. 10 Gew.-%, vorzugsweise 4 Gew.-% insbesondere zwischen 0,015 Gew.-% und 3,25 Gew.-%, aufweisen. Sämtliche Angaben zur Zusammensetzung von Legierungen sind so zu verstehen, daß sich die jeweiligen Gewichtsanteile auf 100 Gew.-% Gesamtlegierung beziehen.

Als vorteilhaft erweist es sich auch, wenn der Scandiumgehalt der Aluminiumlegierung 4 zwischen 0,015 Gew.-% und 2,5 Gew.-% bzw. 0,015 Gew.-% und 1,0 Gew.-% beträgt.

Neben Sc können weitere Elemente zur gezielten Einstellung bzw. Verbesserung der Eigenschaften der Aluminiumlegierung 4 zulegiert werden. So ist es beispielsweise möglich, Sc durch zumindest ein Element aus der Gruppe Yttrium (Y), Hafnium (Hf), Niob (Nb), Tantal (Ta) und Lanthan (La) zumindest teilweise zu ersetzen, bzw. kann 5 Sc zumindest teilweise durch zumindest ein Element aus der Gruppe der Lanthanoide, also beispielsweise durch Cer (Ce), Praseodym (Pr), Neodym (Nd), Promethium (Pm), Samarium (Sm), Europium (Eu), Gadolinium (Gd), Terbium (Tb), Dysprosium (Dy), Holmium (Ho), Erbium (Er), Thulium (Tm), Ytterbium (Yb) bzw. Lutetium (Lu) ersetzt werden. Andererseits ist es aber auch möglich, daß das Sc zumindest teilweise 10 durch zumindest ein Element aus der Gruppe der Actinoide, wie beispielsweise durch Thorium (Th), Protactinium (Pa), Uran (U) oder dgl., ersetzt werden kann.

Zusätzlich kann die Aluminiumlegierung 4 noch weitere Elemente zur Strukturveränderung bzw. zur Veränderung der Eigenschaften enthalten. So ist es beispielsweise 15 möglich, zumindest ein Element aus der Gruppe Lithium (Li), Zink (Zn), Silicium (Si) oder Magnesium (Mg) in einem Ausmaß von in Summe max. 12 Gew.-%, vorzugsweise max. 6,5 Gew.-% insbesondere max. 4,2 Gew.-%, zuzulegieren. Weiters kann die Aluminiumlegierung 4 zusätzlich zumindest ein Element der Gruppe Mangan (Mn), Kupfer (Cu), Beryllium (Be), Kalzium (Ca), Zirkon (Zr), Molybdän (Mo), Wolfram (W) oder Silber (Ag) in einem Ausmaß von in Summe max. 10 Gew.-%, vorzugsweise max. 5 Gew.-% insbesondere max. 3 Gew.-%, enthalten. Es ist weiters möglich, 20 der Aluminiumlegierung 4 zusätzlich zumindest ein Element aus der Gruppe Titan (Ti), Vandium (V), Chrom (Cr), Eisen (Fe), Kobalt (Co) oder Nickel (Ni) in einem Ausmaß von in Summe max. 10 Gew.-%, vorzugsweise max. 4 Gew.-%, insbesondere 25 1,5 Gew.-%, zuzusetzen.

Weiters ist es möglich, daß die Aluminiumlegierung 4 zusätzlich zumindest ein Element aus der Gruppe Palladium (Pd), Gold (Au), Platin (Pt), Indium (In), Germanium (Ge), Zinn (Sn), Blei (Pb), Antimon (Sb), Wismut (Bi), Tellur (Te) in einem Ausmaß 30 von in Summe max. 10 Gew.-%, vorzugsweise max. 6,5 Gew.-%, enthalten kann.

Mit Hilfe der genannten zusätzlichen Legierungselemente ist es möglich, die Eigenschaften der Aluminiumlegierung 4 auf den jeweiligen Verwendungszweck speziell anzupassen.

35 Das Zulegieren von Sc zu Al-Legierungen ist schon seit längerem bekannt. So sind z.B. aus dem Stand der Technik Strukturwerkstoffe auf Aluminiumbasis bekannt, vor

allem für die Raumfahrt und die Flugzeugindustrie, die Scandiumbeimengungen enthalten. Diese Legierungen weisen nicht nur ein geringes Gewicht auf, sondern zeigen zudem die Eigenschaft der Superplastizität, welche vor allem auf ein stark entartetes Rekristallisationsverhalten zurückgeführt wird.

5

Beispielsweise sind aus der US 5,226,983 A, der EP 0 158 769 B1 und der US 4,816,087 A Aluminium-Lithium-Legierungen bekannt, die einen mehr oder weniger hohen Anteil an Scandiumbeimengungen aufweisen. Die Möglichkeit der Verwendung dieser Legierungen als Strukturwerkstoff wird vor allem auf Ausscheidungen von Trialuminiden, z.B.  $Al_3Li$ ,  $Al_3Zr$  oder aber  $Al_3Sc$  zurückgeführt. Derartige  $Al_3Sc$ -Ausscheidungen werden auch in den beiden US-Patenten US 4,874,440 A und US 5,055,257 A beschrieben. Darin wird außerdem die Möglichkeit diskutiert, das Scandium teilweise bzw. vollständig durch ein Element aus der Gruppe der Lanthaniden zu ersetzen, wobei es für die gewünschten Eigenschaften der Strukturwerkstoffe jedenfalls von besonderer Bedeutung ist, daß erwähnte Trialuminide in der Aluminiummatrix enthalten sind.

10

Al-Legierungen, die neben Sc auch Zr und eine Anzahl weiterer Elemente enthalten, sind aus der US 5,620,652 A bekannt. In dieser US-A wird eine Vielzahl von Verwendungsmöglichkeiten beschrieben, beispielsweise für Fitneßgeräte, Strukturwerkstoffe für die Flugzeugindustrie, die Autoindustrie, oder aber Anwendungen im marinen Sektor. Als vorteilhaft wird es dabei angesehen, daß durch die Verwendung dieser Legierungen in den besagten Anwendungsbereichen die zu bewegende Masse, also das Gewicht, bei Beibehaltung der mechanischen Festigkeit eine nicht unbedeutliche Menge an Treibstoff eingespart werden kann.

15

Wie aus den voranstehenden Absätzen hervorgeht, lag bislang die Bedeutung dieser Legierungen vor allem auf dem Gebiet der Strukturwerkstoffe. Die Möglichkeit des Einsatzes derartiger Al-Sc-Legierungen für Verbundwerkstoffe, insbesondere Gleitlager 2, wurde bis jetzt jedoch nicht erkannt.

20

Durch die gezielte Suche nach neuen Möglichkeiten zur Verbesserung der Qualität von Verbundwerkstoffen, konnte vom Anmelder nunmehr überraschender Weise festgestellt werden, daß sich Al-Sc-Legierungen dafür im besonderen Maße eignen. Als vorteilhaft hat es sich dabei erwiesen, daß durch das Zulegieren von Sc zu Al-Legierungen 4  $Al_3Sc$  Ausscheidungen auftreten. Diese intermetallische Trialuminidphase kristallisiert mit einer kubisch primitiven Struktur (Raumgruppe Pm3m) und ist isotyp

25

zum  $\text{Cu}_3\text{Au}$ -Strukturtyp. Die Sc-Atome sind dabei an den Ecken der Einheitszelle situiert. Die Al-Atome nehmen die flächenzentrierten Plätze, also bspw.  $1/2 / 1/2 / 0$ ,  $1/2 / 0 / 1/2$ , etc. ein. Im metallischen Aluminium hingegen nehmen die Aluminiumatome wie bekannt die Positionen in einem kubisch flächenzentrierten Gitter ein. Aufgrund der geringen Differenz der Metallradien von Sc (162 pm, Koordinationszahl 12) und Al (143 pm, Koordinationszahl 12) (ev. kovalente Bindungsanteile werden vernachlässigt) kann man auch für die Trialuminide des  $\text{Cu}_3\text{Au}$ -Typs zumindest annähernd eine hypothetische kubisch flächenzentrierte Struktur annehmen. Da zusätzlich die Gitterparameter von Aluminium ( $a = 0,4049$  nm) und  $\text{Al}_3\text{Sc}$  ( $a = 0,4105$  nm) vergleichbar sind, kommt es zur Ausbildung sogenannter kohärenter Phasen, d.h. daß die Gitternetzlinien der Aluminiummatrix zwar gestört aber nicht durchbrochen werden. Dadurch erhalten diese Legierungen eine gute Verformbarkeit, begründet durch die immer vorhandenen Versetzungen, sowie die bei kubisch flächenzentrierten Kristallen vorhandenen Gleitrichtungen entlang der Oktaederflächen {111}. Jede dieser Gleitebenen wiederum enthält drei gleichwertige Gleitrichtungen <110>, sodaß das Abgleiten also auf 12 verschiedenen Gleitsystemen möglich ist.

Neben der guten Duktilität dieses Al-Sc-Werkstoffes ist es aber auch vorteilhaft, daß derartige Al-Legierungen kein ausgeprägtes Aushärtungsverhalten zeigen. Dadurch kann eine optimale Haftfestigkeit zwischen den einzelnen Schichten des Verbundwerkstoffes erzielt werden. Die Härte kann aber zusätzlich durch weitere Legierungselemente, wie im folgenden noch näher beschrieben wird, verändert werden.

Ein weiterer Vorteil dieser Al-Sc-Legierungen ist, daß hohe mechanische Festigkeitskennwerte beibehalten werden, trotz des Abbaues von Verfestigungen aus dem Herstellungsprozeß durch Wärmebehandlungen. Dadurch können entsprechende thermische, statische und dynamische Festigkeiten im Produkt erreicht werden. Für diese Eigenschaften sind zum Teil die bereits angesprochenen intermetallischen Trialuminide, also beispielsweise  $\text{Al}_3\text{Sc}$ , verantwortlich.

Fig. 2 zeigt eine der möglichen Al-Sc-Legierungen, wobei als Weichphasenbildner Zinn enthalten ist. Aus diesem schematischen Schliffbild geht deutlich hervor, daß  $\text{Al}_3\text{Sc}$ -Kristallite 10 feindispers als stabile, spherische Ausscheidungen in der Aluminiummatrix vorliegen. Diese feindisperse Gefügestruktur wird durch die Kohärenz der  $\text{Al}_3\text{Sc}$ -Kristallite 10 zur Aluminiummatrix möglich. Verbunden damit kann die Beweglichkeit senkrecht auf die Gleitebenen und das Rekristallisationsverhalten durch erhöhte Rekristallisationstemperatur gesenkt werden. Außerdem wird ein koalisieren

der Subkörner weitestgehend verhindert. Im Vergleich zu üblichen Kornverfeinerern, wie beispielsweise Ti, Zr, Mn, etc., können die Al-Sc-Dispersoide wegen ihrer besseren Löslichkeit eine größere Volumenfraktion einnehmen.

5 Durch diese feine Verteilung der  $\text{Al}_3\text{Sc}$ -Kristallite 10 ist es zudem möglich, daß beispielsweise auftretende Microrisse innerhalb der Al-Sc-Legierung sich an diesen  $\text{Al}_3\text{Sc}$ -Kristalliten 10 "totlaufen", und sind damit verbesserte mechanische Eigenschaften zu erreichen. Durch die heterogene Keimbildung, begründet durch die hohe Temperatur des Al-Al<sub>3</sub>Sc-Eutektikums, kann beispielsweise die Heißrißanfälligkeit gesenkt werden, und kann zudem die Schweißbarkeit derartiger Legierungen verbessert werden, sodaß ein besserer Verbund der einzelnen Schichten des Verbundwerkstoffes möglich ist. Die größere Volumenfraktion des Sc ist wichtig, um die Rekristallisation zu verhindern und schützt vor der Vernichtung der Subkörner. Die hohe Kohärenz kann zudem die Bewegung der Korngrenzen verhindern, sodaß ein feineres Korngesetz möglich ist.

Durch die Beimengung von Sc lassen sich Rekristallisationstemperaturen bis 600 °C verwirklichen. Im Vergleich dazu weisen Aluminiumlegierungen mit Mangan (325°C), Chrom (325 °C) oder Zirkon (400 °C) bedeutend niedere Rekristallisationstemperaturen auf. Der Vorteil, der damit erreicht werden kann, ist die bessere Verarbeitbarkeit derartiger Legierungen, d.h. daß die Verarbeitung bei höheren Temperaturen stattfinden kann, ohne daß mit einer nennenswerten Verringerung der mechanischen Festigkeiten aufgrund der Rekristallisation zu rechnen ist. Ursache für die Rekristallisation ist, daß beispielsweise ein kalt verformtes Metall, also beispielsweise ein durch Walzen verformtes Metall, unter einem Zwangszustand steht und versucht bei Wärmebeaufschlagung des Metalls, z.B. wenn also Gleitlager in Motoren eingesetzt werden mit sich schnell drehenden Wellen, die Verformungsspannungen abzubauen und Gitterstörungen auszuheilen. Damit verbunden wäre ein bedeutender Abfall der mechanischen Eigenschaften, beispielsweise der Härte dieser Legierungen und würde somit die Standzeit von beispielsweise Gleitlagern 2 bedeutend verkürzt, d.h. daß die Wartungsintervalle und somit auch die Wartungskosten um einen nicht unbedeutenden Faktor vergrößert werden.

Durch die thermische Stabilität der  $\text{Al}_3\text{Sc}$ -Kristallite 10 kann auch die Überalterung derartiger Legierungen verbessert werden.

Die Korngröße der  $\text{Al}_3\text{Sc}$ -Kristallite 10 kann bei der erfindungsgemäßen Zwischen-

schicht 5 im Bereich zwischen 0,005 µm und 5 µm, vorzugsweise zwischen 0,1 µm und 1 µm, liegen.

5 Die Dichte der Al-Sc-Legierung, kann im Bereich zwischen 1,5 g/cm<sup>3</sup> und 7 g/cm<sup>3</sup> liegen und kann beispielsweise annähernd 3 g/cm<sup>3</sup> betragen.

10 Wie bereits erwähnt, kann Sc zumindest teilweise durch eine Reihe anderer Metalle ersetzt werden. Dadurch ist es nicht nur möglich, die Kosten für die Herstellung der Aluminiumlegierung 4 zu steuern, sondern sind dadurch auch gezielt die Eigenschaften der Aluminiumlegierung 4 einstellbar.

15 Als Substitutionselemente für Sc kommen beispielsweise Elemente in Frage, die intermetallische Verbindungen mit Aluminium bilden können, ähnlich zu Al<sub>3</sub>Sc. Dadurch wird es wiederum möglich, diese intermetallischen Verbindungen aus der sogenannten "solid solution" in Aluminium auszuscheiden, und haben diese Ausscheidungen einen positiven Einfluß auf die Festigkeit der Al-Matrix.

20 Sc als III A-Element besitzt chemische Ähnlichkeiten zu Y, den Lanthanoiden und bestimmten Übergangselementen (Seltene Erden). So bilden beispielsweise Y, Dy, Ho, Er, Yb, Lu ähnlich zu Scandium Al<sub>3</sub>M-Kristallite und sind diese Phasen z.T. isotyp zu besagtem Cu<sub>3</sub>Au-Typ. Zudem sind, wie in der US 4,874,440 A festgehalten ist, die Gitterparameter der kubisch primitiven Einheitszelle für diese Ausscheidungen annähernd von einer Größe, die jenen von Al<sub>3</sub>Sc entspricht. Somit sind aber auch die Differenzen zum kubisch flächenzentrierten Gitter der Al-Matrix nicht signifikant ausgeprägt und können dadurch wiederum kohärente, in der Aluminiummatrix eingebettete Phasen entstehen. Selbstverständlich ist es möglich, daß das Sc durch die genannten Elemente nicht vollständig ersetzt wird, sondern daß sich vielmehr Mischkristalle des Typs Al<sub>3</sub>M<sub>1-x</sub>M'<sub>x</sub> ausbilden.

25 30 Vergleicht man weiters die Elektronegativitätsdifferenz zwischen Aluminium und den vorab nicht genannten Lanthanoidelementen bzw. deren Metallradien, so ist es denkbar und möglich, das Sc durch diese Elemente zumindest teilweise zu ersetzen bzw. ist es möglich, daß sämtliche Metalle untereinander Mischkristallreihen bilden beispielsweise ternäre, quaternäre aber auch höhere.

35

Entsprechende Angaben dazu finden sich beispielsweise in dem Artikel "Exploratory alloy development in the system Al-Sc-X"; (Ralph R. Sawtell and J. W. Morris, Jr.;

Dispersion Strengthened Aluminium Alloys; Edited by Y.-W. Kim and W.M. Griffith; The Minerals, Metals & Materials Society, 1988; S. 409 bis 420).

Ebenso können sich auch Elemente aus der Gruppe der Actinoide verhalten.

5

Übergangselemente wie Hf, Nb, Ta, La sind zwar einerseits signifikant größer als Sc, können aber andererseits ein ähnliches Verhalten wie Sc in Aluminiumlegierungen zeigen, welches auf elastische Effekte zurückgeführt werden kann.

10 Typischerweise kristallisieren Übergangselemente in anderen Strukturtypen als dem genannten Cu<sub>3</sub>Au-Typ, beispielsweise im kubischen Mg<sub>2</sub>Cu-Typ, einer Lavesphase, oder dem orthorhombischen AlDy-Typ. Denkbar sind jedoch auch hierbei wiederum Mischkristallbildungen, wobei durch die Zugabe von Übergangselementen die Eigenschaften verändert werden können und beispielsweise die Festigkeit dadurch erhöht  
15 werden kann. Dabei können die Übergangselemente beinahe zur Gänze in den A<sub>3</sub>M-Phasen aufgenommen werden, und kann z.B. die Festigkeit von Al-Sc-Legierungen gesteigert werden.

20 Selbstverständlich ist es möglich, daß auch die Elemente der Lanthanoide in anderen Strukturtypen kristallisieren wie in beispielsweise dem angesprochenen Al<sub>3</sub>Dy-Typ, jedoch erscheint es für die Ausbildung kohärenter Phasen von entscheidender Bedeutung zu sein, daß die Gitterkonstante dieser A<sub>3</sub>M-Phasen zumindest annähernd den Wert der Gitterkonstante des kubisch flächenzentrierten Aluminiums aufweist.

25 Neben den genannten Elementen können aber auch die Elemente Li und Zr Phasen des Typs A<sub>3</sub>M bilden, bzw. können diese auch ternäre Mischkristalle des Typs Al<sub>3</sub> (Li, Zr) in der Aluminiummatrix ausbilden. Lithium kann dabei dazu verwendet werden, daß ein signifikanter Anstieg der Dichte der Aluminiumlegierung vermieden wird. Zusätzlich ist es möglich, durch bewußte Lithiumzugabe das E-Modul der  
30 Al-Sc-Legierung zu verändern, insbesondere zu erhöhen.

Wie in dem Artikel "Influence of the particle size on recrystallization and grain growth in Al-Mg-X-alloys" (J.S. Vetrano, S.M. Bruemmer, L.M. Pawlowski, I.M. Robertson; Materials Science and Engineering A 238; 1997; 101 ff) festgehalten ist, kann Zirkon Scandium in einem Ausmaß von bis zu 50 Atom-% ersetzen. Dadurch können thermisch stabilere Ausscheidungen erreicht werden, wobei die Größe dieser Kristallite weitestgehend unabhängig von der Homogenisierungstemperatur nach z.B.

5 einem Guß ist und im Bereich zwischen 50 nm bis 150 nm liegen kann. Derartige  $\text{Al}_3(\text{Zr, Sc})$  Ausscheidungen können die Rekristallisation fast bis zum Schmelzpunkt der Aluminiumlegierung 4 verhindern, sodaß die Hochtemperaturbelastbarkeit derartiger Legierungen und damit in Folge auch des damit gebildeten Verbundwerkstoffes verbessert werden kann.

10 Durch die Zugabe von Zn ist es aber auch möglich, die Form von primär entstandenen Aluminiden, beispielsweise Mn-, Fe-, Cr-Aluminide, etc. zu verändern, z.B. von der Nadelform in sphärische Formen. Dadurch ist es möglich, derartige Legierungen auch bei höheren Temperaturen zu beladen, da Aluminide mit runden Formen weniger Rekristallisationskeime bilden als nadelige, und somit kann durch das Zusammenwirken von Sc und Zr das Rekristallisationsverhalten derartiger Legierungen optimiert werden.

15 Neben den genannten Metallen können aber auch eine Reihe weiterer Elemente zugesetzt werden, wobei im folgenden abrißartig versucht werden soll, deren Einfluß auf die jeweiligen Legierungen darzustellen.

20 Cu, Mg, Si und Zn werden von Aluminium in fester Lösung aufgenommen, wobei aluminiumreiche Mischkristalle entstehen können. Cu, bzw. Cu und Mg, bilden z.B. mit Al sogenannte aushärtbare Kentlegierungen, welche gut verformbar und abwalzbar sind. Cu wirkt zudem matrixverstärkend durch Mischkristallhärtung. Einzelheiten dazu können beispielsweise dem Tagungsbericht "The effect of Scandium on the age-hardening behavior of an Al-Cu alloy" (The fourth international conference on aluminum alloys; M. Nakayama, Y. Miura, S 538 ff; 1994) entnommen werden.  $\text{Al}_2\text{Cu}$  und  $\text{Al}_3\text{Sc}$  Kristallite 10 scheiden sich unabhängig voneinander aus, sodaß es zu keiner heterogenen Keimbildung kommt. Die Ausscheidung dieser Kristallite beginnt aber nahezu gleichzeitig.

25 30 Es soll bereits an dieser Stelle festgehalten werden, daß die Ausscheidung der  $\text{A}_3\text{M}$ -Phasen, insbesondere von  $\text{Al}_3\text{Sc}$ , üblicher Weise vor der Ausscheidung andersartiger Aluminide beginnt und somit diese Ausscheidungen beispielsweise einen Kristallkeim für letztgenannte Aluminide bilden können. Durch dieses frühzeitige Ausscheiden ist es aber auch möglich,  $\text{Al}_3\text{Sc}$ -Kristallite 10 bzw. entsprechende Ausscheidungen feindispers in der Aluminiummatrix zu verteilen, insbesondere dann, wenn nach der ersten Keimbildung die  $\text{A}_3\text{M}$ -Phasen nicht weiter wachsen sondern eine Vielzahl einzelner Kristallkeime bilden.

Al<sub>3</sub>Sc-Kristallite 10 können bis zu einer Größe von 10 nm wachsen und bleiben in der Folge fein und annähernd gleichmäßig verteilt. Dadurch kann wie bereits erwähnt die Überalterung dieser Legierungen weitgehend vermieden werden (siehe z.B. "The ageing behavior and tensile properties of Al-Sc alloy"; The third International Conference on Aluminium Alloys; T. Tan, Z. Zheng, B. Wang, Seite 290 ff; 1992) und die thermische Stabilität erhöht werden. Al<sub>3</sub>Sc-Kristallite 10 wachsen üblicherweise nur bis 100 nm, wenn sie beim Lösungsglühen nicht aufgelöst werden.

Ein Mg-Zusatz alleine zu derartigen Legierungen führt normalerweise nicht zur Aus-  
härtbarkeit.

Si und Mg können eine intermetallische Verbindung Mg<sub>2</sub>Si bilden, die ebenfalls temperaturabhängig in der Aluminiummatrix löslich ist und zu aushärtbaren Legierungen führen kann. Durch Al-Si-Mischkristalle kann die Festigkeit erhöht werden. Bei der Zugabe von Mg sollte jedoch darauf geachtet werden, daß der jeweilige Gewichtsanteil nicht zu groß ist und sich Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> Phasen an den diversen Korngrenzen ausscheiden, wodurch interkristalline Korrosion hervorgerufen werden kann.

Cr kann durch die Ausscheidung von z.B. Al<sub>7</sub>Cr zur Kornverfeinerung wie auch Zr beitragen. Cr ist in Al kaum löslich und durch die Al<sub>7</sub>Cr Ausscheidung wird die Kriechbeständigkeit erhöht. Dadurch kann die Härte und die Festigkeit derartiger Aluminiumlegierungen 4 bei höherer Temperatur verbessert werden. Außerdem kann durch Al<sub>7</sub>Cr Eisen gebunden werden, sodaß eine Ausscheidung von Al<sub>3</sub>Fe-Nadeln verhindert wird. Durch eine derartige Nadelbildung werden die mechanischen Eigenschaften von Al-Legierungen beeinflußt und kommt es unter Umständen zur Versprödung.

Fe kann jedoch in Verbindung mit Mn Aluminide bilden, die zur Verbesserung der Festigkeit bei höheren Temperaturen beitragen.

Co ist in Al ebenfalls unlöslich, kann aber durch die Ausscheidung von Al<sub>9</sub>Co<sub>2</sub> die Kriechbeständigkeit erhöhen und zudem Fe binden.

Cu kann in starkem Maße die Zugfestigkeit des Aluminiums erhöhen. Höher kupferhaltige Legierungen können beispielsweise durch Abschrecken von annähernd 555°C aushärtbar sein.

Ni ist ebenso wie Co und Fe in Al unlöslich, kann aber durch  $Al_3Ni$ -Ausscheidungen die Kriechbeständigkeit und die Festigkeit bei höheren Temperaturen wie beispielsweise Co erhöhen.

5 Die Elemente Cr, Hf, Ti, V und Mn können ebenso wie Zr zur Kornverfeinerung, insbesondere zur Kontrolle der Kornstruktur, Al-Legierungen zugesetzt werden.

Mn-Zusätze wirken verfestigend und verbessern die Korrosionsbeständigkeit, bzw. kann damit auch die Rekristallisationstemperatur erhöht werden. Außerdem kann wie 10 bereits erwähnt speziell bei kleinen Fe-Gehalten die Ausbildung von langspießigen, spröden  $Al_3Fe$ -Nadeln verhindert werden, indem das Eisen von den günstiger geformten  $Al_6Mn$ -Kristallen aufgenommen wird.

Mit den Elementen Sn, Sb, Pb und Bi, den sogenannten Weichphasenbildnern, können 15 die Eigenschaften der Aluminiumlegierung 4 so angepaßt werden, daß letztere bei Verwendung als Laufschicht 3 eines Gleitlagers 2 die spezifischen Eigenschaften eines Lagerwerkstoffes, beispielsweise Gleiteigenschaften, Duktilität, Einbettfähigkeit für Fremdpartikel usw., aufweisen kann.

20 Mit Hilfe der Elemente Ag, Au, Pd und Pt kann die Aushärtbarkeit von Al-Legierungen verändert werden, beispielsweise können aushärtbare Al-Ag-Legierungen durch die Ausscheidung der Gleichgewichtsphase  $AlAg_2$  hergestellt werden.

25 Die Elemente W, Ta, Re, Mo, Nb und Ca können weiters die plastischen Eigenschaften, insbesondere die Verformbarkeit, derartiger Al-Legierungen positiv beeinflussen.

Be kann, insbesondere in Mehrelementlegierungen, die Feinkörnigkeit der Ausscheidungen aus übersättigten festen Lösungsphasen verbessern.

30 Durch die Elemente In, Ge und Te ist es möglich die Eigenschaften der Aluminiumlegierung 4 weiters dahingehend zu verändern, daß die Laufeigenschaften der Laufschicht 3 verbessert werden können.

35 Obwohl im folgenden ausschließlich auf die Ausführungsvariante Gleilager 2 für die Verwendung dieser Aluminiumlegierung 4 eingegangen wird, ist diese Verwendung der Aluminiumlegierung 4 nicht beschränkend sondern ist vielmehr eine Vielzahl unterschiedlicher Ausführungsvarianten und Verwendungszwecke der Aluminiumlegie-

rung 4 denkbar, beispielsweise unter Verzicht auf eine Stützschicht 6 oder Ersatz der Stützschicht 6 durch andere Werkstoffe zur Herstellung sogenannter Anlaufscheiben oder Anlaufringe, sowie für alle bekannten Ausführungen radial und/oder axial belasteter Gleitlager.

5

Die Aluminiumlegierung 4 enthält neben Aluminium (Al) mit schmelzungsbedingten Verunreinigungen auch Weichphasenbildner, z.B. Zinn (Sn), Blei (Pb), Wismut (Bi), Antimon (Sb), oder dgl. Zudem kann die Aluminiumlegierung 4 und somit auch daraus gebildete Verbundwerkstoffe wie, z.B. Gleilager 2, wie oben beschrieben auch andere Beimengungen aufweisen, sodaß die Aluminiumlegierung 4 bzw. die daraus gebildeten Verbundwerkstoffe auch höheren Temperaturen, wie sie beispielsweise in neuartigen Lagerelementen mit sich schnell drehenden Wellen vorherrschen, standhalten. Der Anteil an Weichphasenbildnern kann bis zu 50 Gew.-%, vorzugsweise zwischen 14 Gew.-% und 28,5 Gew.-% bezogen auf 100 Gew.-% Legierung, betragen.

10

Beimengungen aufweisen, sodaß die Aluminiumlegierung 4 bzw. die daraus gebildeten Verbundwerkstoffe auch höheren Temperaturen, wie sie beispielsweise in neuartigen Lagerelementen mit sich schnell drehenden Wellen vorherrschen, standhalten. Der Anteil an Weichphasenbildnern kann bis zu 50 Gew.-%, vorzugsweise zwischen 14 Gew.-% und 28,5 Gew.-% bezogen auf 100 Gew.-% Legierung, betragen.

15

Von Vorteil ist, daß die Aluminiumlegierung 4 nach einer Wärmebehandlung während eines Zeitraumes von 0,5 bis 48 Stunden bei einer Temperatur im Bereich zwischen 85 °C und 445 °C eine Härte aufweisen kann, deren Wert nicht mehr als 35 % unter dem vor der Wärmebehandlung gemessenen Härtewert nach einer Massivverformung, z.B.

20

Walzen, Schmieden, Strangpressen oder dgl., liegt. Insbesondere kann der Wert der Härte im Bereich zwischen 70 % und 80 % des vor der Wärmebehandlung gemessenen Härtewertes nach besagter Massivverformung liegen, wobei die Wärmebehandlung während eines Zeitraums von 1 bis 24 Stunden und bei einer Temperatur im Bereich zwischen 100°C und 350 °C durchgeführt worden sein kann.

25

Die Aluminiumlegierung 4 kann eine Härte nach Vickers aufweisen, die im Bereich zwischen 35 HV2 und 95 HV2, bevorzugt 40 HV2 und 80 HV2, liegt.

30

Wie bereits erwähnt, können aus der erfindungsgemäßen Aluminiumlegierung 4 Verbundwerkstoffe gebildet werden, wobei diese Verbundwerkstoffe aus zumindest zwei Schichten unterschiedlicher Zusammensetzung bestehen und insbesondere als Gleitlager 2 ausgebildet sein können. Die Härte der einzelnen Schichten des Verbundwerkstoffes sollte dabei unterschiedlich sein und insbesondere von einer ersten Randschicht zu einer dieser gegenüber angeordneten zweiten Randschicht zunehmen. Zumindest eine dieser Randschichten kann durch die erfindungsgemäße Aluminiumlegierung 4 gebildet werden, und insbesondere aufgrund des hohen Anteils an Weichphasenbildnern als Laufschicht 3 für besagtes Gleitlager 2 verwendet werden.

Die zweite Randschicht kann als Stützschicht 6 ausgebildet und z.B. aus Stahl gebildet sein.

In der Fig. 3 ist ein anderes Lagerelement 1 mit der Stützschicht 6 und der Laufschicht 3 gezeigt, bei dem zwischen der Stützschicht 6 und der Laufschicht 3 eine Zwischenschicht 11, gegebenenfalls als Mittelschicht oder Bindungsschicht bezeichnend, angeordnet ist. Die mit der Zwischenschicht 11 bewegungsfest verbundene Laufschicht 3 bildet bei dieser Ausführung durch Abstimmung ihrer Legierungsbestandteile einen Verbundwerkstoff, dessen Eigenschaften maßgeblich die für das Lagerelement 1 ange strebten Eigenschaften beeinflussen. Die Zwischenschicht 11 kann beispielsweise aus Reinaluminium, gegebenenfalls mit erschmelzungsbedingten Verunreinigungen, aus einer Aluminiumlegierung, die als Hauplegierungselemente zumindest eine Element aus einer Fe, Mn, Ni, Cr, Co, Cu, Pt, Mg, Sb oder Ag enthaltenden Elementgruppe enthält, aus einer Al-Zn 4,5 Legierung oder aus einer Aluminiumlegierung, der zumindest ein Element der voranstehend beschriebenen Elemente wie beispielsweise Sc oder dgl. zulegiert ist und die gegebenenfalls keine Weichphasenbildner, wie z.B. Sn, Pb, Bi, Sb oder dgl., enthält, gebildet sein.

Selbstverständlich ist es auch möglich, daß zumindest eine weitere Zwischenschicht zwischen der ersten und der zweiten Randschicht, also der Laufschicht 3 und der Stützschicht 6, angeordnet ist.

Die Laufschicht 3 kann in dem erfundungsgemäßen Verbundwerkstoff eine Härte nach Vickers im Bereich zwischen 25 HV2 und 80 HV2, bevorzugt zwischen 30 HV2 und 70 HV2, aufweisen.

Weiters kann die Zwischenschicht 11 eine Härte nach Vickers aufweisen, die im Bereich zwischen 55 HV2 und 100 HV2, bevorzugt zwischen 60 HV2 und 85 HV2, liegt.

Sowohl die Laufschicht 3 als auch die Zwischenschicht 11 können aushärtbar ausgebildet sein. Die Festigkeit der Zwischenschicht 11 sollte zumindest gleich, vorzugsweise jedoch höher als die Festigkeit der Laufschicht 3, sein. Insbesondere sollte der Wert der Härte der Zwischenschicht 11 zwischen dem Wert der Härte der Laufschicht 3 und jenem der Stützschicht 6 liegen. Bei der Anordnung mehrerer Zwischenschichten zwischen den beiden Randschichten kann es von Vorteil sein, wenn die Härte schrittweise von der ersten Randschicht in Richtung auf die zweite Randschicht, also von der Laufschicht 3 auf die Stützschicht 6, zunimmt.

Um die Eigenschaften des erfindungsgemäßen Lagerwerkstoffes, also der Aluminiumlegierung 4 zu zeigen, wurde ein solcher Lagerwerkstoff mit einem üblichen Werkstoff eines Gleitlagers verglichen. Dazu wurde für den Lagerwerkstoff eine Aluminiumlegierung 4 mit einem Scandiumgehalt von 0,15 Gew.-%, einem Mangangehalt von 0,4 Gew.-%, sowie einem Zinngehalt von 25 Gew.-%, Rest Aluminium mit erschmelzungsbedingten Verunreinigungen hergestellt.

Aufgrund der Vielzahl an möglichen Legierungen, welche aufgrund der unterschiedlichsten Kombinationsmöglichkeiten der Elemente hergestellt werden können, hat dieses Beispiel, wie bereits erwähnt, nur beispielhaften Charakter. Dies bedeutet jedoch nicht, daß die Erfindung allein auf dieses Beispiel beschränkt ist, sondern sind vielmehr alle möglichen Elementkombinationen für die Aluminiumlegierung 4 von der Erfindung umfaßt.

Die Aluminiumlegierung 4 wurde mittels vertikalem Strangguß in einem rechteckigen Format vergossen. Die Gußhaut wurde anschließend allseitig abgefräst. Der so entstandene Streifen wurde in mehreren Schichten zu einer Dicke von ca. 10,3 mm abgewalzt. Nach einem Richtwalzvorgang wurde die Oberfläche aufgerauht und beidseitig mit je einem ca. 1 mm dicken Reinaluminiumblech, zusammengewalzt.

Dieser Schichtverbundwerkstoff wurde anschließend in fünf Schritten auf eine Dicke von 1,75 mm abgewalzt und anschließend in einem Stich mit einem vorher gerichteten, entfetteten und oberflächig aufgerauhten Stahlblech zusammengewalzt. Es ergab sich auf dem Stahl-Reinaluminium-AlSc 0,15, Mn 0,4, Sn 25-Reinaluminium Verbundwerkstoff eine Gesamtauflagenstärke von 0,98 mm. Die Verbunde wurden anschließend während 3,5 Stunden, bei einer Temperatur von 345 °C wärmebehandelt.

Aus diesen Verbundwerkstoffstreifen wurden auf die übliche Art (Platinen ausstanzen, Platinen verpressen, Reinaluminium-Deckfolie ausdrehen, Feinbohren, etc.) Lagerschalen hergestellt.

Während des Herstellvorgangs kann die Wärmeabfuhr aufgrund der gewählten Abzugsbedingungen zwischen 2,5 J/s und 4,3 J/s für die Erstarrung sichergestellt werden.

Selbstverständlich ist es möglich, daß anstelle des vertikalen Stranggusses der horizontal Strangguß verwendet wird, bzw. können wie weiter unten näher beschrieben wird zu diesem Herstellungsverfahren differente Verfahren verwendet werden.

Der so hergestellte Verbundwerkstoff wurde mit einem üblichen Werkstoff für ein Gleitlager 2, der neben Aluminium als Hauptlegierungsbestandteil 20 Gew.-% Sn, 0,9 Gew.-% Cu und den sonst in Aluminium üblichen Verunreinigungen bestand, verglichen.

5

Bei der erfindungsgemäßen Aluminiumlegierung 4 für die Laufschicht 3 lag das Zinn-Netz im Gegensatz zur Vergleichslegierung in einer im wesentlichen unterbrochenen Form vor, so daß bei der erfindungsgemäßen Legierung trotz des deutlich höheren Zinngehaltes eine bessere Strukturfestigkeit festgestellt werden konnte. Dem gemäß 10 konnte eine Zunahme der Brinellhärte im Gußzustand von wenigstens fünf Punkten gemessen werden.

Das im wesentlichen unterbrochene Zinnnetz ist beispielsweise aus Fig. 2 durch die schraffierte Darstellung ersichtlich. Unterbrochen kann das Zinnnetz beispielsweise 15 durch Hartstoffpartikel 12 werden, die aus einem Teil der vorangenannten Elemente gebildet werden können, wobei diese Hartstoffpartikel 12 vorzugsweise gerundete Flächen aufweisen, sodaß die Scherung verringert werden kann.

Zur Überprüfung der Verformbarkeit wurde der Vergleichswerkstoff der selben Behandlung wie die Aluminiumlegierung 4 unterzogen.

Es konnte dabei festgestellt werden, daß bei einer Walzverformung ohne Zwischenglühen der herkömmliche Werkstoff lediglich eine Verformung von max. 25 % in einem einzelnen Stich zuließ, wobei bereits erste Risse entstanden, die bei einer Stichabnahme bis zu 35 % zu nicht mehr verwertbaren Bändern führten.

Bei dem erfindungsgemäßen Lagerwerkstoff konnten erst bei einer Verformung von insgesamt 40 % erste Risse erkannt werden, doch wuchsen diese Risse mit zunehmender Stichstärke erheblich langsamer, so daß bei einer Stichabnahme von 50 % 30 das Band bis auf einen schmalen Randbereich noch ohne weiteres verwendet werden konnte.

Ein weiterer Umformversuch bestand in der Prüfung der ohne Zwischenglühen statthaften Anzahl hintereinander durchgeföhrter Walzoperationen mit konstanter Stichabnahme von jeweils 5 %. Bei dem bisher üblichen Werkstoff mußte die Verformung nach 8 bis 10 Stichen eingestellt werden. Dies entspricht einer maximalen Gesamtverformung von knapp mehr als 40 %. Durch nach jedem Stich durchgeföhrte Härte-

messungen an der gewalzten Oberfläche konnte beobachtet werden, daß die Vergleichslegierung bereits nach 6 Stichen eine maximale Härte erreicht hatte. Bei den folgenden Stichen konnte sogar ein teilweises Absinken der Härte festgestellt werden, was auf eine Strukturschädigung schließen läßt.

5

Bei dem erfindungsgemäßen Lagerwerkstoff konnte im Gegensatz dazu ein besonders starkes Anwachsen der Härte bis zum 11. Walzstich gemessen werden. Danach fällt die Härte üblicherweise nicht meßbar ab. Bei einer entsprechenden Gesamtverformung von 48 % bis 53 % war eine weitere Verformung rissebedingt nicht mehr möglich.

10

In Fig. 4 ist ein Schaubild gezeigt, bei welchem auf der Ordinate die Belastung in bar und auf der Abszisse die Laufzeit in Minuten mit einer logarithmischen Teilung aufgetragen ist.

15

Wie bekannt, kommt es durch die Belastung des Lagerelementes 1, insbesondere der Temperatur- und/oder Druckbelastung während einer sogenannten Einlaufphase und auch danach, zu einer Veränderung der Festigkeit, wobei die Veränderung von den Legierungsbestandteilen abhängt. Nach dieser sogenannten Einlaufzeit und dem Erreichen bestimmter Grenzwerte treten bis zum Erreichen eines Laufzeitendes, an dem durch Materialermüdung ein derartiges Lager verwendungsunfähig wird, keine weiteren wesentlichen Veränderungen in der Festigkeit auf.

20

Anhand der nachfolgend beschriebenen Beispiele von unterschiedlichen Schichtaufbauten für derartige Gleitlager 2 wird der erfindungsgemäße Lageraufbau und die Auswirkung auf das Lagerstandsverhalten erläutert.

25

Beispiel 1: Bei diesem Gleitlager 2 ist die Stützschicht 6 aus einem Stahl gebildet und besteht die Laufschicht 3 aus einer Aluminiumlegierung, insbesondere aus AlZn 4,5, die mit der Stützschicht 6 bewegungsfest verbunden ist.

30

Beispiel 2: Bei diesem Gleitlager 2 ist die Stützschicht 6 aus einem Stahl gebildet. Auf der Stützschicht 6 ist die Zwischenschicht 11 aus Reinaluminium und auf dieser die Laufschicht 3 aus einer Aluminium Sn-Legierung, z.B. AlSn6Cu oder AlSn20Cu, aufgebracht.

35

Beispiel 3: Bei diesem Gleitlager 2 ist die Stützschicht 6 aus einem Stahl gebildet. Auf der Stützschicht 6 ist die Zwischenschicht 11 aus einer CuPb-Legierung und auf

dieser die Laufschicht 3 aus AlSn20 gesputtert.

Beispiel 4: Bei diesem Aufbau eines Gleitlagers 2 besteht die Stützschicht 6 aus Stahl. Bei der ersten Ausführungsvariante ist auf diese Stützschicht 6 aus Stahl eine Zwischenschicht 11 aus Reinaluminium aufgebracht und diese wiederum mit einer erfindungsgemäßen Laufschicht 3 verbunden, die neben Al 0,15 Gew.-% Sc, 5 0,4 Gew.-% Mn und 25 Gew.-% Sn enthält.

Beispiel 5: Auch bei dieser Variante eines Gleitlagers 2 besteht die Stützschicht 6 aus Stahl. Über eine Zwischenschicht 11 aus Reinaluminium ist eine Laufschicht 3 aus 10 einer Aluminiumlegierung 4 mit 0,2 Gew.-% Zr und 25 Gew.-% Sn (AlZrSn 25) aufgewalzt.

Beispiel 6: Durch dieses Beispiel für das Gleitlager 2 soll das Zusammenwirken von 15 Sc und Zr gezeigt werden. Die Laufschicht 3 besteht aus einer Aluminiumlegierung 4 mit 0,15 Gew.-% Sc, 0,4 Gew.-% Mn, 25 Gew.-% Sn und 0,1 Gew.-% Zr. Diese Legierung kann sowohl über eine Aluminium-Zwischenschicht 11 als auch über eine Zwischenschicht 11 aus einer AlSc-Legierung mit der Stützschicht aus Stahl verbunden sein.

Beispiel 7: Anhand dieses Beispiels soll der Einfluß des Mengenanteils an Weichphasenbildnern gezeigt werden. Die Laufschicht 3 besteht aus einer Aluminiumlegierung mit 1,3 Gew.-% Sc und nur 6 Gew.-% Sn. Diese Laufschicht 3 ist wiederum über eine 20 Aluminium-Zwischenschicht 11 mit der Stützschicht 6 aus Stahl verbunden.

Selbstverständlich kann in allen soeben angeführten Beispielen die Zwischenschicht 11 aus Reinaluminium durch eine Zwischenschicht 11 aus einer AlSc-Legierung 25 ersetzt werden.

Um nun das Lagerstandsverhalten eines Gleitlagers 2 überprüfen zu können und verschiedenen Einsatzkategorien zuzuteilen, kann das Lagerstandsverhalten anhand von vorbestimmten Prüfverfahren festgestellt und überprüft werden. Zum Simulieren des Lastverlaufes wird beispielsweise bei einem mit einer vorbestimmten Drehzahl rotierenden Welle die auf das Lagergehäuse einwirkende Last aufgebracht, wobei z.B. 30 in Abhängigkeit von der Lagergröße in der verwendeten Zylindergröße mit einem Hydraulikdruck von 75 Bar gearbeitet werden kann. Ist dann die Maximallagerbelastung erreicht, wird der Versuch so lange fortgeführt, bis das Lager durch Verquet-

schung der Laufschicht 3 oder Gratbildung im Bereich der Lauf- bzw. Zwischenschicht 3, 11 oder durch Verreiben so beschädigt ist, daß es ausgetauscht werden muß. Die Definition, ab wann diese Schäden so bewertet werden, daß das Lager nicht mehr verwendbar ist, ist vor jeder einzelnen Versuchsreihe im Detail festzulegen.

5

In dem Schaubild ist nunmehr das Lagerstandsverhalten der zuvor anhand der Beispiele 1 bis 7 beschriebenen Ausbildungen der einzelnen Gleitlager 2 gezeigt.

Wie nun eine Betrachtung des Schaubildes zeigt, das beispielsweise einen aus dem 10 Stand der Technik bekannten, einfachen Lageraufbau, wie er in Beispiel 1 beschrieben ist, darstellt, fällt ein derartiges Gleitlager 2 bereits vor Erreichen der Maximalbelastung zum Zeitpunkt 13 - wie im Schaubild gezeigt - durch Verreiben der Lagerstelle aus.

15 Ein besseres Lagerstandsverhalten wird bereits mit einer ebenfalls aus dem Stand der Technik bekannten Ausgestaltung eines Gleitlagers 2 mit einem Dreischichtaufbau erreicht, bei dem die Stützschicht 6 aus Stahl, die Zwischenschicht 11 aus Reinaluminium und die Laufschicht 3 aus mit Zinn legierten Aluminiumlegierungen - gemäß Beispiel 2 - gebildet ist.

20

Während die Aluminiumlegierung mit niedrigem Zinngehalt ebenfalls bereits vor Erreichen der Maximalbelastung zum Zeitpunkt 14 ausfällt, widersteht die höher legierte Aluminiumlegierung über einen längeren Zeitraum der Maximalbelastung bis zu einem Zeitpunkt 15, zu dem das Lager verquetscht bzw. bis zu einem Zeitpunkt 16, zu dem 25 das Lager verrieben ist.

Sehr hohe Standzeiten eines Lagers werden, wie aus dem Stand der Technik bekannt, durch einen Lageraufbau gemäß Beispiel 3 erreicht, da ein derartiges Gleitlager 2 erst nach einer Laufzeit von ca. 10.000 Minuten, also zum Zeitpunkt 17 ausfällt.

30

Derartige Lager, die bei diesem Vergleichstest eine derart hohe Lagerstandzeit erreichen, werden auch als "Durchläufer" bezeichnet.

35

Die Zeitpunkte 18, 22 und 19, 21 zeigen die Versuchsergebnisse für einen Lageraufbau - gemäß Beispiel 4 -, bei welchem die Zwischenschicht 11 aus Reinaluminium und die Laufschicht 3 aus der erfundungsgemäßen Aluminiumlegierung 4 besteht. Damit konnte gegenüber der Ausgestaltung des Lagers nach Beispiel 2 eine wesentliche Er-

höhung der Lagerstandzeit erzielt werden. Der Zeitpunkt 18 bezeichnet dabei die Verquetschung eines Lagers des Aufbaus Stahl/Aluminium/AlScSn25 und der Zeitpunkt 19 das Verquetschen für einen Aufbau des Gleitlagers 2 Stahl/AlSc-Legierung/AlScSn25-Legierung.

5

Ebenfalls verwendbar ist eine Ausgestaltung, bei der die Zwischenschicht 11 als Hauptlegierungselement Zink und die Laufschicht 3 als Hauptlegierungselement Zinn enthält.

10

Bei einem weiteren Versuch wurde auf die Stützschicht 6 aus Stahl, eine Zwischenschicht 11 aus AlZn 4,5 und auf diese eine Laufschicht 3 aus AlSn20Cu aufgebracht. Ein derartig ausgebildetes Gleitlager 2 zeigt, daß es bis zum Zeitpunkt 20 betriebsbereit ist.

15

Das beste Ergebnis wird jedoch bei einem Lageraufbau erreicht, bei dem die Stützschicht 6 wiederum aus Stahl und die Zwischenschicht 11 aus einer Al-Sc-Legierung, wobei das Sc zumindest teilweise durch Y, Hf, Mg, Ta, La, durch ein Element der Lanthanoide oder der Actinoide ersetzt sein kann, bzw. die weitere Legierungselemente wie beispielsweise Li, Zn, Si, Mg, Mn, Cu, Be, Ca, Zr, Mo, W, Ag, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Pd, Au, Pt, In, Ge, Sn, Pb, Sb, Bi, Te, enthalten kann, und die insbesondere aus AlMn 0,5 Sc 0,15 besteht, auf der eine Laufschicht 3 mit der erfindungsgemäßen Aluminiumlegierung 4, gemäß Beispiel 4, aufgebracht ist.

20

Überraschend war für den Fachmann jedoch, daß bei dieser Kombination, bei der die Zwischenschicht 11 mit zumindest Sc legiert ist und die erfindungsgemäße Laufschicht 3 verwendet wird, mit einem gegenüber dem Lageraufbau nach Beispiel 3 erheblich einfacheren - im Hinblick auf das Herstellungsverfahren - und damit auch billigeren Lageraufbau ebenfalls ein "Durchläufer" - im Schaubild mit einem Zeitpunkt 21 eingetragen - erreicht werden konnte, wobei durch den Zeitpunkt 21 angedeutet werden soll, daß ein derartig aufgebautes Gleitlager 2 erst nach einer Laufzeit von ca. 10.000 Minuten verrieben ist und somit ausfällt, d.h. durch ein neues Gleitlager 2 ersetzt werden muß.

30

Recht gute Ergebnisse hinsichtlich der Laufzeit zeigen auch ein Gleitlager 2 des Aufbaus Stahl/AlSc/AlSn20, welches zu einem Zeitpunkt 22 zu einer Verquetschung und erst bei einer Laufzeit entsprechend Zeitpunkt 23 zum Ausfall führt.

35

Zum Zeitpunkt 22 verreibt aber auch ein Gleitlager 2 des Aufbaus Stahl/Al/AlScSn25, also eines Gleitlagers 2 mit der erfindungsgemäßen Aluminiumlegierung 4 für die Laufschicht 3. Dies zeigt insbesondere wieder die Bedeutung der Abstimmung des Schichtverbundes, wobei insbesondere auch der Zwischenschicht 11, also der Bindungsschicht, eine besondere Rolle zukommt, wie dies anhand des Zeitpunktes 21 recht eindrucksvoll zum Ausdruck kommt, welcher ja wie bereits beschrieben den Zeitpunkt des Ausfalls eines Gleitlagers 2 beschreibt, für welches die selbe erfindungsgemäße Aluminiumlegierung 4 für die Laufschicht 3 und ebenso eine Stahlstützschicht verwendet wurde, allerdings die Zwischenschicht 11 durch eine Al-Sc-Legierung ersetzt wurde (St/AlSc/AlScSn25).

Die Zeitpunkte 24 und 25 bedeuten den Bruch bzw. Ausfall eines Gleitlagers 2, welches aus einer Stützschicht 6 aus Stahl, einer Zwischenschicht 11 aus einer Al-Sc-Legierung und einer Laufschicht 3 aus einer Aluminium-Zinn-Legierung besteht, die bis zu 32 Gew.-% Zinn enthalten kann, wobei das aufgrund des hohen Zinnanteils entstehende Zinn-Netz durch Hartstoffe aus zumindest einem Element einer Fe, Mn, Ni, Cr, Cu, Pt, Mg, Sb, W, Nb, V, Ag, Mo oder Zr enthaltenden Elementgruppen durchbrochen ist, wobei diese Hartstoffe von annähernd kugel- bzw. würfelförmiger Form sind und durch Bildung intermetallischer Phasen, z.B. Aluminidbildung, entstehen. Für die Zeitpunkte 24, 25 wurde dazu ein Beispiel gewählt, welches 22,1 Gew.-% Sn, 1,44 Gew.-% Cu, 0,47 Gew.-% Mn, 0,24 Gew.-% Fe, 0,08 Gew.-% Cr und 0,5 Gew.-% Mg, Rest-Aluminium plus Verunreinigungen in der Legierung enthält.

Ein überaus schlechtes Ergebnis brachte ein Gleitlager 2 nach Beispiel 7, wozu in Fig. 4 der Zeitpunkt 26 eingetragen ist. Dieses Gleitlager 2 erreicht zwar die Maximalbelastung von 75 bar, fällt aber beim Erreichen dieser Maximalbelastung durch Verreiben aus, weil in der Laufschicht 3 der Sn-Anteil zu gering ist.

Ein Gleitlager 2 mit einer Laufschicht 3 gemäß Beispiel 5 erreicht ebenfalls nicht die Werte eines Gleitlagers 2, das anstelle von Zirkon, Scandium in vergleichbaren Mengen enthält. In Fig. 4 können für ein derartiges Gleitlager 2 gemäß Beispiel 5 ebenfalls die bereits erwähnten Zeitpunkte 15, 16 für den Bruch bzw. den Ausfall dieses Gleitlagers 2 herangezogen werden. Dieses Beispiel verdeutlicht also, daß das Zulegieren von Scandium zu Aluminium-Zinn-Legierungen auf die Eigenschaften des Gleitlagers 2 einen wesentlichen Einfluß hat und daß zudem Sc nicht zur Gänze durch Zr ersetzt werden kann.

Zum Unterschied dazu kann jedoch ein zumindest teilweiser Ersatz des Scandiums durch Zirkon durchaus sinnvoll sein, insbesondere auch im Hinblick auf die Herstellungskosten für derartige Gleitlager 2, wie dies durch die wiederum bereits verwendeten Zeitpunkte 18, 19, 21, 22 in Fig. 4 verdeutlicht ist. Diese genannten Zeitpunkte 5 stehen dabei auch für ein Gleitlager 2 gemäß Beispiel 6 mit einer erfindungsgemäßen Aluminiumlegierung die Sc und Zr in zumindest annähernd vergleichbaren Mengenverhältnissen enthält. Dabei zeigen die Zeitpunkte 18, 22 den Bruch bzw. den Ausfall eines Gleitlagers 2 gemäß Beispiel 6 mit einer Zwischenschicht 11 aus Reinaluminium und die Zeitpunkte 19, 21 dieses Gleitlager 2 mit einer Zwischenschicht 11 aus einer 10 AlSc-Legierung. Es kann somit verdeutlicht werden, daß der Ersatz der Zwischenschicht 11 aus Reinaluminium durch eine Zwischenschicht 11 aus einer AlSc-Legierung einen nicht unwesentlichen Einfluß auf das Lagerstandsverhalten eines derartigen Gleitlagers hat.

15 Schließlich steht der Zeitpunkt 22 aber auch für den Bruch eines Gleitlagers 2 gemäß Beispiel 5 und der Zeitpunkt 23 für den Ausfall dieses Gleitlagers 2, wobei wiederum die Zwischenschicht 11 aus einer AlSc-Legierung besteht und somit wiederum der Einfluß dieser Zwischenschicht 11 auf die Gleitlagereigenschaften verdeutlicht werden kann, da dasselbe Gleitlager 2 gemäß Beispiel 5 mit einer Zwischenschicht 11 aus 20 Aluminium bereits zu den Zeitpunkten 15, 16 zum Bruch bzw. zum Ausfall führt.

Das Resümee dieser Betrachtung ist also, daß einerseits Gleitlager 2 mit der erfindungsgemäßen Aluminiumlegierung 4 für die Laufschicht 3, beispielsweise einer AlScSn25-Legierung, ein sehr gutes Lagerstandsverhalten aufweisen, welches insbesondere auch den Vergleich zu Gleitlagern 2 gemäß Beispiel 3, sogenannten "Hi-Tech" 25 Gleitlagern, nicht zu scheuen braucht und daß andererseits Gleitlager 2 auch kostengünstig aus der erfindungsgemäßen Aluminiumlegierung 4 für die Laufschicht 3 und einer Zwischenschicht 11 aus Reinaluminium hergestellt werden können, wobei derartige Gleitlager 2 durchaus für diverse Einsatzzwecke brauchbare Ergebnisse bezüglich 30 des Lagerstandsverhaltens zeigen können.

In den Fig. 5 und 6 ist die sich über die Betriebszeit eines Gleitlagers 2 verändernde Härte in Form von Schaubildern gezeigt, wobei der prinzipielle Härteverlauf in Abhängigkeit zur unterschiedlichen Zusammensetzung zwischen Laufschicht 3 und 35 Zwischenschicht 11 steht.

Da die Stützschicht 6 aus Stahl immer gleich ist, wird dies in der Betrachtung nicht

weiter berücksichtigt, da auch die Härte dieser Stahllage sich über die Betriebsdauer kaum verändert.

Wesentlich hierbei ist vielmehr, daß sich je nach der Legierung der Lauf- und Zwischenschichten 3 bzw. 11 eine unterschiedliche Härte ergibt.

Für einen lang andauernden störungsfreien Betrieb und für eine lange Lagerstandsdauer ist es vorteilhaft, wenn die Härteänderungen in der Zwischenschicht 11 und der Laufschicht 3 in etwa gleichartig verlaufen, d.h. nur geringe Differenzen zwischen 0 % und 20 % bei der sich über die Betriebsdauer verändernden Härte auftreten. Für die Praxis günstige Ergebnisse werden dabei erzielt, wenn, wie in Schaubild gemäß Fig. 5 gezeigt, die erfindungsgemäße Aluminiumlegierung 4, die mit einem hohen Zinnanteil versehen ist, als Laufschicht 3 und Reinaluminium als Zwischenschicht 11 verwendet wird. Bei diesem Ausführungsbeispiel zeigt sich, daß durch die Aushärtung der erfindungsgemäßen Aluminiumlegierung die Härte über die Betriebsdauer zunimmt, wogegen, wie aus dem Stand der Technik bereits bekannt, das Reinaluminium aufgrund der Wärme- und Druckeinwirkungen seine Verspannungen, die eine höhere Festigkeit bewirken, verliert und mit zunehmender Betriebszeit weicher wird. Durch die Wahl der Härtezunahme der Laufschicht 3 im Verhältnis zur Härteabnahme der Zwischenschicht 11 kann aber trotzdem noch ein positives Gesamtergebnis erzielt werden, welches eine hohe Lagerstandsdauer unter Einhaltung der Grenzwerte bei der Härteveränderung über die Betriebszeit ermöglicht.

Der Verlauf der Härtezu- bzw. -abnahme ist im Schaubild in Fig. 5 für die Laufschicht 3 durch eine Diagrammlinie 27 und für die Zwischenschicht 11 durch eine Diagrammlinie 28 gezeigt.

Ein für den Fachmann überraschend positives Ergebnis bringt jedoch ein Lageraufbau hinsichtlich des Härteverlaufs über die Betriebsdauer, wenn, wie im Schaubild in Fig. 6 gezeigt, die Laufschicht 3 aus einer erfindungsgemäßen Aluminiumlegierung 4 gemäß Diagrammlinie 29 und die Zwischenschicht 11, wie eine Diagrammlinie 30 zeigt, aushärtbar sind und durch die Temperatureinwirkung über die Betriebsdauer deren Härte zunimmt, wodurch nur geringe bis überhaupt keine Differenzen bei den Härteveränderungen über die Betriebsdauer auftreten. Dies wird durch die erfindungsgemäße, mit hohem Zinnanteil versetzte und mit zusätzlichen Legierungselementen, z.B. Sc, legierten Aluminiumlegierung 4 in der Laufschicht 3 und durch die gegebenenfalls mit Zinn legierte Aluminiumlegierung der Zwischenschicht 11 erreicht, die wie bereits

zuvor erwähnt, durch Umformung und Plattieren miteinander bzw. mit der Stützschicht 6 aus Stahl verbunden sein können.

5 Gleichzeitig sieht man aus diesem Schaubild in Fig. 6, daß im Fall der höheren Härte der Zwischenschicht 11, wie im übrigen auch das Lagerstandsverhalten im Diagramm nach Fig. 4 zeigt, eine hohe Standzeit eines derartigen Lagers erreicht wird.

10 Erfnungsgemäße Verbundwerkstoffe können nach beliebigen geeigneten Verfahren, welche bereits aus dem Stand der Technik bekannt sind, hergestellt werden. So ist es beispielsweise möglich, die Aluminiumlegierung für die Zwischenschicht 11 und/oder die Aluminiumlegierung 4 für die Laufschicht 3 im Stranggußverfahren herzustellen, wobei Rohlinge vorbestimbarer Dicke hergestellt werden können. Um aus diesen Rohlingen die einzelnen Schichten für den Verbundwerkstoff zu fertigen, können 15 diese z.B. auf eine vorbestimmbare Dicke abgewalzt werden. Dieses Abwalzen kann in mehreren Schritten erfolgen, wobei pro Stich die Dicke des Rohlings um ca. 10 % bis 70 % verringert werden kann und wird dieses Verfahren vorzugsweise so lange durchgeführt, bis die erforderliche Wanddicke der Schichten erreicht ist.

20 Es ist aber auch möglich, insbesondere für die Herstellung des erfungsgemäßen Verbundwerkstoffes, den Abwalzvorgang so durchzuführen, daß zwei oder mehrere unterschiedliche und/oder gleiche Schichten übereinander gelegt werden und durch das Abwalzen und Plattieren ein fester Verbund der einzelnen Schichten hergestellt werden kann. Beispielsweise kann die Al-Legierung 4 für die Laufschicht 3 auf der Oberfläche 5 mit der Al-Legierung für die Zwischenschicht 11, also beispielsweise 25 einer Al-Sc-Legierung, und die der Oberfläche 5 gegenüber liegende Oberfläche der Laufschicht 3 mit einer Reinaluminiumfolie abgedeckt werden. Durch letztere soll verhindert werden, daß insbesondere beim anschließenden Glühen des entstandenen Schichtverbundes Weichphasen, die üblicherweise eine Schmelztemperatur aufweisen, die unter bzw. nahe der Glühtemperatur liegen kann, aus der Aluminiummatrix der 30 Lagerlegierung austritt und somit verloren gehen würde. Um diesem Verbund die benötigte mechanische Festigkeit für die Verwendung in einem Gleitlager 2 zu geben, kann in einem anschließenden Schritt die Stützschicht 6, beispielsweise Stahl, über einen erneuten Walzvorgang auf dem Verbund angebracht und damit verbunden werden. Nach einer anschließenden, erneuten Temperaturbehandlung des nunmehr beispielsweise 35 dreischichtigen Verbundwerkstoffes, wird diesem z.B. in einem Preßgesenk die endgültige Form, wie die in Fig. 1 bzw. Fig. 3 beispielsweise dargestellte Halbschale zeigt, verliehen. Abschließend kann die zur Vermeidung des Zinnaustritts verwendete

Aluminiumschicht von der Laufschicht 3 entfernt werden, beispielsweise durch Ausbohren. Entsprechende abschließende Fertigungsschritte wie beispielsweise das Brechen der Kanten, das Ausbilden der Nut 7 etc. können danach erfolgen.

5 Neben der genannten Methode können aber auch eine Reihe weiterer Verfahren, wie beispielsweise das CVD-Verfahren (Chemical Vapour Deposition), diverse Vakuumbeschichtungstechniken, beispielsweise Aufdampfen, Ionenplattieren, Kathodenzerstäuben (Sputtern), galvanische Techniken, stromlose Tauchverfahren, Sprühbeschichtungsverfahren, etc. verwendet werden. Zudem können diverse weitere Verarbeitungstechniken zur Endfertigung der Werkstoffe, wie z.B. Lasertechniken verwendet werden.

10 15 Bei allen einsetzbaren Verfahren ist es möglich, die Stützschicht 6 und/oder die Zwischenschicht 11 und/oder die Laufschicht 3 als Ausgangswerkstoff für das Aufplattieren bzw. Beschichten zu wählen.

20 Es versteht sich von selbst, daß bestimmte, gegebenenfalls notwendige Zwischenschritte, wie beispielsweise das Entfetten der Oberflächen mit z.B. Lösungsmitteln, erfolgen können.

25 Wie bereits erwähnt, können die einzelnen Schichten, insbesondere die Al-Legierungen 4, während des Herstellungsprozesses, insbesondere nach einem Abwalzvorgang, zum Spannungsabbau, welcher durch die Verformung begründete wird, einer Temperaturbehandlung unterzogen werden. So ist es beispielsweise möglich, die Zwischenschicht 11 und/oder die Laufschicht 3 einer Wärmebehandlung von 0,5 bis 48 Stunden bei einer Temperatur von 85 °C bis 445 °C zu unterziehen, wobei vorteilhafterweise der Wert der Härte der Zwischenschichten nach dieser Wärmebehandlung nicht mehr als 35 % unter demjenigen Wert der Härte liegen kann, den die Zwischenschicht 11 und/oder die Laufschicht 3 vor der Massivverformung durch z.B. Walzen, Schmieden, Strangpressen oder dgl. aufgewiesen hat. Der Wert der Härte für diese Zwischenschicht 11 und/oder die Laufschicht 3 kann beispielsweise nach einer Massivverformung im Bereich zwischen 70 % und 80 % des vor der Wärmebehandlung gemessenen Härtewertes liegen.

30 35 Die Dicke der einzelnen Schichten kann beispielsweise für die Laufschicht 3 im Bereich zwischen 0,3 mm bis 0,6 mm, vorzugsweise 0,4 mm bis 0,5 mm, für die Zwischenschicht 11 im Bereich zwischen 0,05 mm bis 0,2 mm, vorzugsweise 0,1 mm bis

0,18 mm, und für die Stützschicht 6 im Bereich zwischen 0,8 mm und 1,8 mm, vorzugsweise zwischen 1,0 mm und 1,5 mm, liegen. Selbstverständlich sind die einzelnen Dicken der Schichten nur beispielhaft zu verstehen, da sich insbesondere die Gesamtdicke des Verbundwerkstoffes nach dem jeweiligen Verwendungszweck richten kann, 5. sodaß in der Folge auch die Dicken der einzelnen Schichten entsprechend angepaßt werden können.

Die Härte der Laufschicht 3 kann beispielsweise nach dem Plattieren im Bereich zwischen 26,0 HV2 und 120,0 HV2, vorzugsweise zwischen 40,0 HV2 und 95,0 HV2 und 10. nach der Wärmebehandlung im Bereich zwischen 25,0 HV2 und 85,0 HV2, vorzugsweise zwischen 40,0 HV2 und 75,0 HV2, diejenige der Zwischenschicht 11 nach dem Plattieren im Bereich zwischen 55,0 UMHV20p und 100,0 UMHV20p, vorzugsweise zwischen 60,0 UMHV20p und 85,0 UMHV20p und nach der Wärmebehandlung zwischen 15. 45,0 UMHV20p und 80,0 UMHV20p, vorzugsweise zwischen 55,0 UMHV20p und 75,0 UMHV20p, und diejenige der Stützschicht 6, beispielsweise von Stahl im Bereich zwischen 110,0 HV2 und 260,0 HV2, vorzugsweise zwischen 150,0 HV2 und 240,0 HV2 nach dem Plattieren und im Bereich zwischen 105,0 HV2 und 240,0 HV2, vorzugsweise zwischen 145,0 HV2 und 235,0 HV2 liegen.

20 Die Wärmebehandlung zur Ermittlung oben genannter Werte erfolgte über drei Stunden bei ca. 350 °C. Versuche bei höheren Temperaturen, beispielsweise 350 °C bis 400 °C, zeigten jedoch keine signifikante Änderung der Härte der Zwischenschicht 11 und/oder der Laufschicht 3, was sich wie bereits erwähnt dadurch erklären läßt, daß 25 die Rekristallisationstemperatur für Al-Sc-Legierungen im Bereich von ca. 600 °C liegt.

Wie weitere Messungen zeigten, ist die Härte der Zwischenschicht 11 und/oder der Laufschicht 3 sowohl in Stranggußrichtung als auch quer zur Stranggußrichtung zumindest annähernd gleich, was sich aus der feindispersen Verteilung der Al<sub>3</sub>Sc-Kristallite 10 über das gesamte Volumen der Al-Legierungen 4 erklären läßt.

30 Die Al-Basis-Legierung(en) bzw. der Verbundwerkstoff kann bzw. können nach jeder Gesamtverformung von mindestens 25 % und höchstens 91 % in einem oder mehreren Verformungsschritten bei einer Temperatur im Bereich zwischen 85 °C bis 445 °C, vorzugsweise zwischen 150 °C und 400 °C, getempert werden.

Weiters ist es möglich, daß durch ein Plattierverfahren in einem Walzwerk die Dicke

des Verbundwerkstoffes bzw. der jeweiligen Zwischenprodukte pro Stich im Bereich von 20 % bis 75 %, vorzugsweise zwischen 25 % und 50 %, verringert wird.

5 Es sei an dieser Stelle nochmals darauf hingewiesen, daß sämtliche angeführten Zusammensetzungen für Al-Legierungen 4 beispielhaften Charakter haben und aus einer Vielzahl möglicher Kombinationen ausgewählt wurden. Dies bedeutet jedoch nicht, daß die Erfindung auf diese Kombinationen bzw. Al-Legierungen 4 beschränkt ist, sondern sind vielmehr sämtliche mögliche Kombinationen von der Erfindung umfaßt.

10 Der Ordnung halber sei abschließend darauf hingewiesen, daß zum besseren Verständnis des Aufbaus des Verbundwerkstoffes bzw. der Aluminiumlegierung 4 diese bzw. deren Bestandteile teilweise unmaßstäblich und/oder vergrößert und/oder verkleinert dargestellt wurden.

15 Die den eigenständigen erforderlichen Lösungen zugrundeliegende Aufgabe kann der Beschreibung entnommen werden.

20 Vor allem können die einzelnen in den Fig. 1; 2; 3; 4; 5, 6 gezeigten Ausführungen den Gegenstand von eigenständigen, erfindungsgemäßen Lösungen bilden. Die diesbezüglichen, erfindungsgemäßen Aufgaben und Lösungen sind den Detailbeschreibungen dieser Figuren zu entnehmen.

25

30

35

**Bezugszeichenaufstellung**

5            1 Lagerelement  
              2 Gleitlager  
              3 Laufschicht  
              4 Aluminiumlegierung  
              5 Oberfläche  
10            6 Stützschicht  
              7 Nut  
              8 Stirnfläche  
              9 Seitenwand  
15            10  $\text{Al}_3\text{Sc}$ -Kristallit  
              11 Zwischenschicht  
              12 Hartstoffpartikel  
              13 Zeitpunkt  
20            14 Zeitpunkt  
              15 Zeitpunkt  
              16 Zeitpunkt  
              17 Zeitpunkt  
25            18 Zeitpunkt  
              19 Zeitpunkt  
              20 Zeitpunkt  
              21 Zeitpunkt  
30            22 Zeitpunkt  
              23 Zeitpunkt  
              24 Zeitpunkt  
              25 Zeitpunkt  
35            26 Zeitpunkt  
              27 Diagrammlinie  
              28 Diagrammlinie  
              29 Diagrammlinie  
              30 Diagrammlinie  
40

45

50

**P a t e n t a n s p r ü c h e**

1. Aluminiumlegierung, insbesondere für eine Schicht, beispielsweise für ein Gleitlager, die neben Aluminium mit erschmelzungsbedingten Verunreinigungen auch Weichphasenbildner, z.B. Sn, Pb, Bi, Sb oder dgl. enthält, dadurch gekennzeichnet, daß die Legierung einen Gehalt an Beimengungen von zumindest einem Element aus einer Sc, Y, Hf, Nb, Ta, La, die Lanthanoide und die Actinoide umfassenden Elementgruppe vom maximal 10 Gew.-%, vorzugsweise 4 Gew.-%, insbesondere zwischen 0,015 Gew.-% und 3,25 Gew.-%, bezogen auf 100 Gew.-% Legierung, aufweist und den Rest Aluminium mit erschmelzungsbedingten Verunreinigungen bildet.
2. Aluminiumlegierung nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß die Legierung zwischen 0,015 Gew.-% und 2,5 Gew.-% zumindest eines Elementes aus der Elementgruppe, bezogen auf 100 Gew.-% Legierung, enthält.
3. Aluminiumlegierung nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß die Legierung zwischen 0,015 Gew.-% und 1,0 Gew.-% zumindest eines Elementes aus der Elementengruppe, bezogen auf 100 Gew.-% Legierung, enthält.
4. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Legierung zusätzlich zumindest ein Element aus der Gruppe Li, Zn, Si, Mg in einem Ausmaß von in Summe maximal 12 Gew.-%, vorzugsweise maximal 6,5 Gew.-%, insbesondere maximal 4,2 Gew.-%, bezogen auf 100 Gew.-% Legierung, enthält.
5. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Legierung zusätzlich zumindest ein Element aus der Gruppe Mn, Cu, Be, Ca, Zr, Mo, W, Ag in einem Ausmaß von in Summe maximal 10 Gew.-%, vorzugsweise maximal 5,0 Gew.-%, insbesondere 3,0 Gew.-%, bezogen auf 100 Gew.-% Legierung, enthält.
6. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Legierung zusätzlich zumindest ein Element aus der Gruppe Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, in einem Ausmaß von in Summe maximal 10 Gew.-%, vorzugsweise maximal 4,0 Gew.-%, insbesondere maximal 1,5 Gew.-%, bezogen auf 100 Gew.-% Legierung, enthält.

7. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Legierung zusätzlich zumindest ein Element aus der Gruppe Pd, Au, Pt, In, Ge, Sn, Pb, Sb, Bi, Te in einem Ausmaß von in Summe maximal 10 Gew.-%, vorzugsweise maximal 6,5 Gew.-%, enthält.

5

8. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß der Anteil an Weichphasenbildnern bis zu 50,0 Gew.-%, vorzugsweise zwischen 14 Gew.-% und 28,5 Gew.-%, bezogen auf 100 Gew.-% Legierung, beträgt.

10

9. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Legierung nach einer Wärmebehandlung während eines Zeitraums von 0,5 bis 48 Stunden und bei einer Temperatur im Bereich zwischen 85 °C und 445 °C eine Härte aufweist, deren Wert nicht mehr als 35 % unter dem vor der Wärmebehandlung gemessenen Härtewert nach einer Massivverformung, z.B. Walzen, Schmieden, Strangpressen oder dgl., liegt.

15

10. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Legierung nach einer Wärmebehandlung während eines Zeitraums von 1 bis 24 Stunden und bei einer Temperatur im Bereich zwischen 100 °C und 350 °C eine Härte aufweist, deren Wert im Bereich zwischen 70 % und 80 % des vor der Wärmebehandlung gemessenen Härtewertes nach einer Massivverformung, z.B. Walzen, Schmieden, Strangpressen oder dgl., liegt.

20

25. 11. Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Legierung vor einer Wärmebehandlung eine Härte nach Vickers im Bereich zwischen 26 HV2 und 120 HV2, bevorzugt zwischen 40 HV2 und 95 HV2, aufweist.

30

12. Verbundwerkstoff aus zumindest zwei Schichten unterschiedlicher Zusammensetzung, insbesondere Gleitlager, wobei die Härte der Schichten unterschiedlich ist und insbesondere von einer ersten Randschicht zu einer dieser gegenüber angeordneten zweiten Randschicht zunimmt, dadurch gekennzeichnet, daß zumindest eine Randschicht durch eine Aluminiumlegierung (4) nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche gebildet ist.

35

13. Verbundwerkstoff nach Anspruch 12, dadurch gekennzeichnet, daß die

erste Randschicht als Laufschicht (3) für ein Lager, z.B. ein Gleitlager (2), ausgebildet ist.

- 5 14. Verbundwerkstoff nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die zweite Randschicht als Stützschicht (6) ausgebildet ist.
- 10 15. Verbundwerkstoff nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Stützschicht (6) aus Stahl oder dgl. gebildet ist.
- 15 16. Verbundwerkstoff nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß zwischen der ersten und der zweiten Randschicht zumindest eine Zwischenschicht (11) angeordnet ist.
- 20 17. Verbundwerkstoff nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Zwischenschicht (11) aus Reinaluminium mit erschmelzungsbedingten Verunreinigungen besteht.
- 25 18. Verbundwerkstoff nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Zwischenschicht (11) durch eine Aluminiumlegierung gebildet ist, die als Hauptlegierungselemente zumindest ein Element einer Fe, Mn, Ni, Cr, Co, Cu, Pt, Mg, Sb oder Ag enthaltenden Elementgruppe enthält.
- 30 19. Verbundwerkstoff nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Zwischenschicht (11) aus einer Aluminiumlegierung mit dem Hauptlegierungselement Zn gebildet ist und z.B. aus einer Al-Zn 4,5-Legierung besteht.
- 35 20. Verbundwerkstoff nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Zwischenschicht (11) aus einer Aluminiumlegierung (4) nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 11 gebildet ist.
21. Verbundwerkstoff nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Zwischenschicht (11) aus einer Aluminiumlegierung (4) nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 7 und 9 bis 11 ohne den Zusatz von Weichphasenbildnern, wie z.B. Sn, Pb, Bi, Sb oder dgl., gebildet ist.

22. Verbundwerkstoff nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Laufschicht (4) vor der Wärmebehandlung eine Härte nach Vickers im Bereich zwischen 26 HV2 und 120 HV2, bevorzugt zwischen 40 HV2 und 95 HV2 aufweist.

5

23. Verbundwerkstoff nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, daß die Zwischenschicht vor der Wärmebehandlung eine Härte nach Vickers im Bereich zwischen 55 UMHV20p und 100 UMHV20p, bevorzugt zwischen 60 UMHV20p und 85 UMHV20p, aufweist.

10

24. Verfahren zur Herstellung eines Verbundwerkstoffes aus zumindest zwei Schichten unterschiedlicher Zusammensetzung, insbesondere eines Gleitlagers, wobei die Härte der Schichten unterschiedlich ist und insbesondere von einer ersten Randschicht zu einer dieser gegenüber angeordneten zweiten Randschicht zunimmt, insbesondere eines Verbundwerkstoffes nach einem der Ansprüche 12 bis 23, dadurch gekennzeichnet, daß in dem Verbundwerkstoff zumindest eine erste Randschicht durch eine Aluminiumlegierung nach einem oder mehreren der vorhergehenden Ansprüche 1 bis 11 angeordnet ist und insbesondere mit einer Zwischenschicht und/oder Stützschale, z.B. aus Stahl oder dgl. verbunden wird.

20

25. Verfahren nach Anspruch 24, dadurch gekennzeichnet, daß ein bereits ausgehärteter, nach einem Gießverfahren, Extrudierverfahren, Strangpreßverfahren oder dgl. herstellter Werkstoff mit Beimengungen von zumindest einem Element aus einer Sc, Y, Hf, Nb, Ta, La, die Lanthanoide und die Actinoide umfassenden Elementgruppe bis maximal 10 Gew.-% mit zumindest einem weiteren Werkstoff, vorzugsweise auf Al-Basis, z.B. einer Legierung nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 11, die gegebenenfalls weitere Legierungselemente enthalten kann bzw. die keine Weichphasenbildner, wie z.B. Sn, Sb, Pb, Bi oder dgl. enthält, Reinaluminium, oder dgl. zusammengewalzt wird.

30

26. Verfahren nach Anspruch 24 und/oder 25, dadurch gekennzeichnet, daß die Al-Basis-Legierung(en) bzw. der Verbundwerkstoff nach jeder Gesamtverformung von mindestens 25 % und höchstens 91 % in einem oder mehreren Verformungsschritten bei einer Temperatur im Bereich zwischen 85 °C bis 445 °C, vorzugsweise zwischen 150 °C und 400 °C, getempert wird.

35

27. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 24 bis 26, dadurch

gekennzeichnet, daß die Laufschicht auf die Zwischenschicht oder die Zwischenschicht auf die Laufschicht und/oder die Zwischenschicht auf die Stützschale durch ein Walzverfahren, ein CVD-Verfahren, ein galvanisches Verfahren, ein Kathodenzerstäubungsverfahren, ein Vakuumaufdampfverfahren oder dgl. aufgebracht wird.

5

28. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 24 bis 27, dadurch gekennzeichnet, daß durch ein Plattierverfahren in einem Walzwerk die Dicke des Verbundwerkstoffes bzw. der jeweiligen Zwischenprodukte pro Stich im Bereich von 20 % bis 75 %, vorzugsweise zwischen 25 % bis 50 %, verringert wird.

10

15

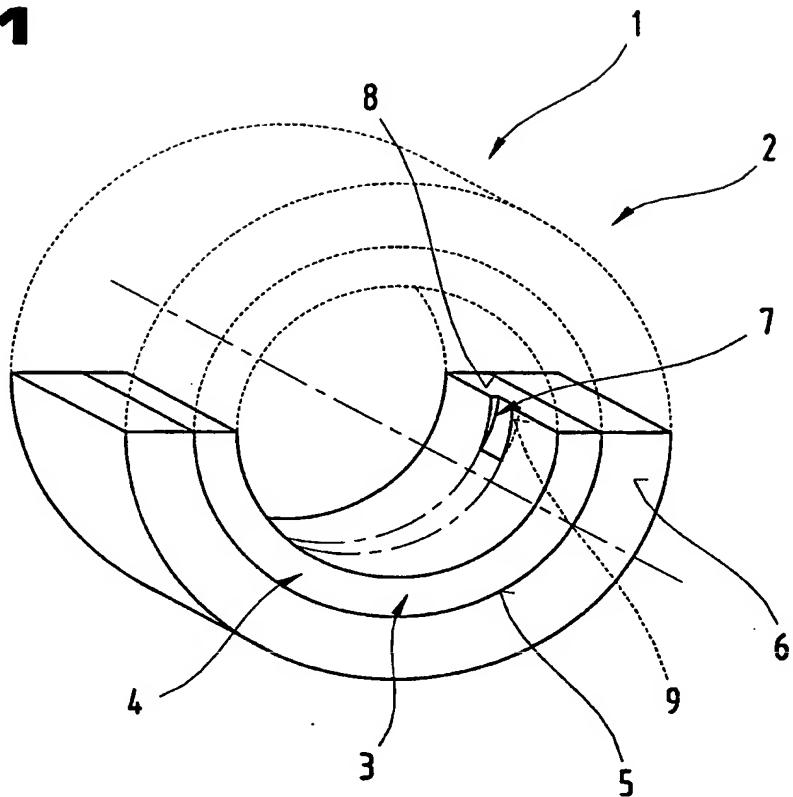
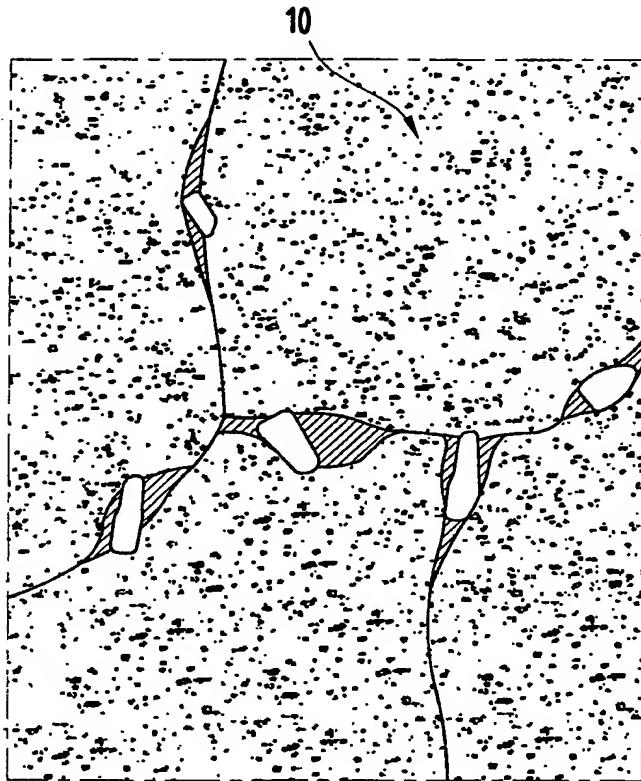
20

25

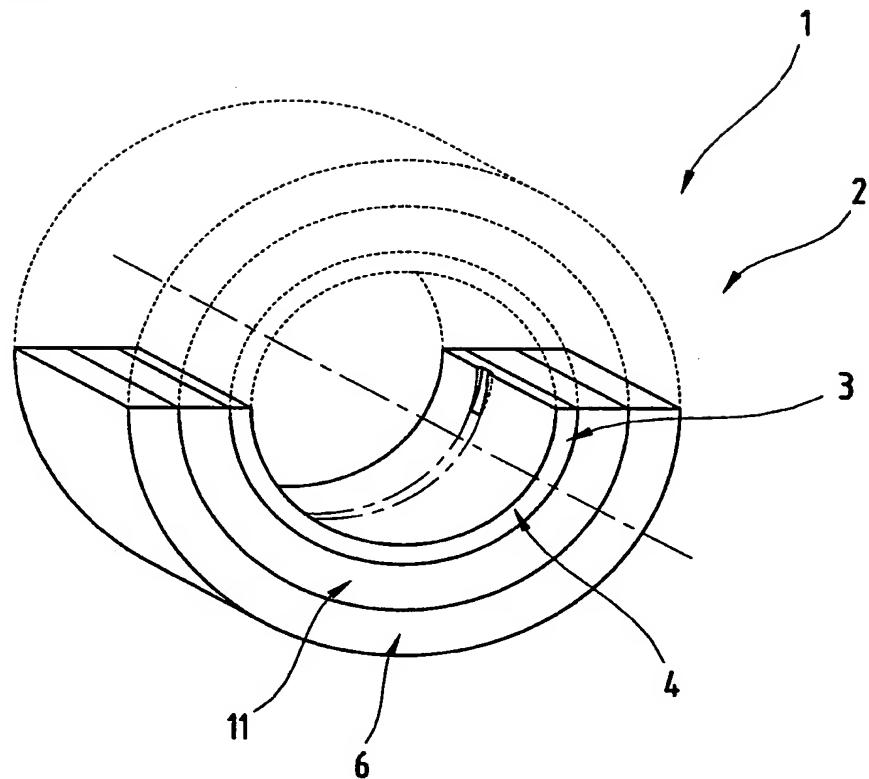
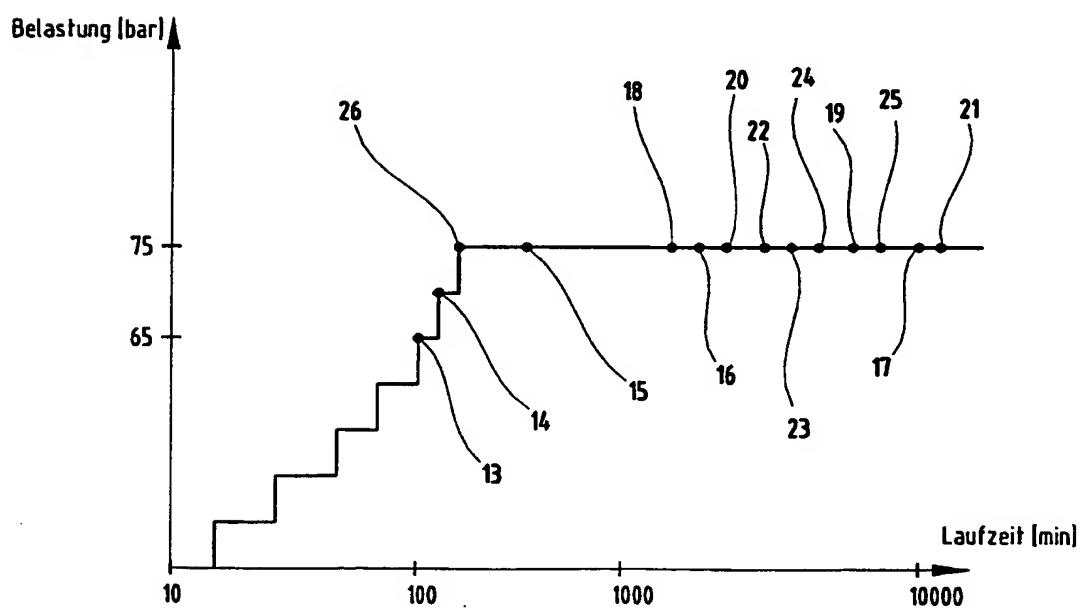
30

35

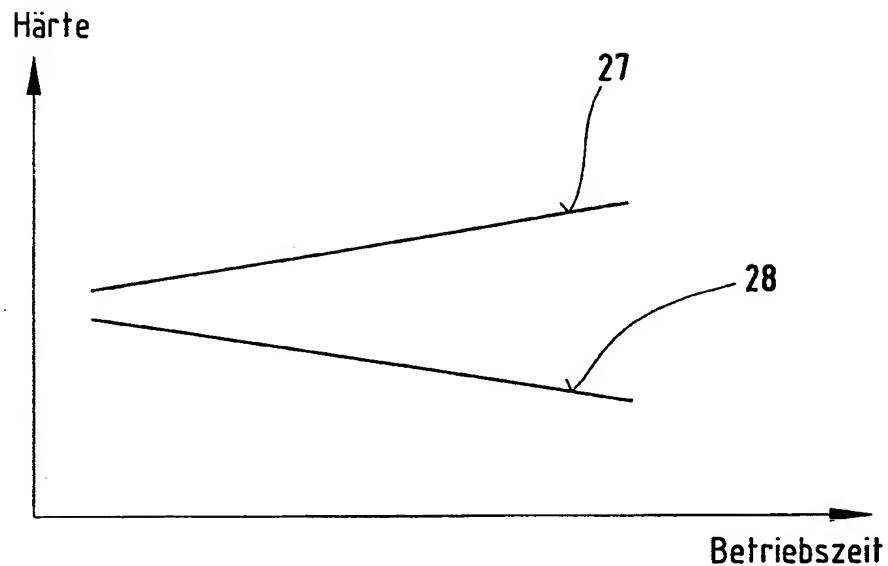
1/3

**Fig.1****Fig.2**

2/3

**Fig.3****Fig.4**

3/3

**Fig.5****Fig.6**